



(19)



OFICINA ESPAÑOLA DE  
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA

(11) Número de publicación: **2 309 219**

(51) Int. Cl.:

**C22C 38/00** (2006.01)

**C22C 38/18** (2006.01)

**C22C 38/40** (2006.01)

**C22C 38/58** (2006.01)

**C21D 1/19** (2006.01)

**C21D 8/02** (2006.01)

(12)

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

(96) Número de solicitud europea: **02792396 .0**

(96) Fecha de presentación : **12.12.2002**

(97) Número de publicación de la solicitud: **1461466**

(97) Fecha de publicación de la solicitud: **29.09.2004**

(54) Título: **Aceros martensíticos nano-compuestos.**

(30) Prioridad: **14.12.2001 US 17879**

(45) Fecha de publicación de la mención BOPI:  
**16.12.2008**

(45) Fecha de la publicación del folleto de la patente:  
**16.12.2008**

(73) Titular/es: **MMFX Technologies Corporation**  
**2415 Campus Drive, Suite 100**  
**Irvine, California 92612, US**

(72) Inventor/es: **Kusinski, Grzegorz, J.;**  
**Pollack, David y**  
**Thomas, Gareth**

(74) Agente: **Ungría López, Javier**

ES 2 309 219 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

Aceros martensíticos nano-compuestos.

5 **Antecedentes de la invención****1. Campo de la invención**

Esta invención se refiere al campo de las aleaciones de acero, particularmente de aquellas con alta robustez, dureza, resistencia a la corrosión y capacidad de conformación en frío y también a la tecnología del procesamiento de aleaciones de acero para formar microestructuras que proporcionen al acero propiedades físicas y químicas particulares.

**2. Descripción de la técnica anterior**

Las aleaciones de acero de alta robustez y dureza y capacidad de conformación en frío cuyas microestructuras son compuestas de fases de martensita y austenita se describen en las siguientes patentes de Estados Unidos:

4.170.497 (Gareth Thomas y Bangaru V. N. Rao), expedida el 9 de octubre de 1979 sobre una solicitud presentada el 24 de agosto de 1977

4.170.499 (Gareth Thomas y Bangaru V. N. Rao), expedida el 9 de octubre de 1979 sobre una solicitud presentada el 14 de septiembre de 1978 como una continuación parcial de la anterior solicitud presentada el 24 de agosto de 1977

4.619.714 (Gareth Thomas, Jae-Hwan Ahn y Nack-Joon Kim), expedida el 28 de octubre de 1986 sobre una solicitud presentada el 29 de noviembre de 1984, como una continuación parcial de una solicitud presentada el 6 de agosto de 1984

4.671.827 (Gareth Thomas, Nack J. Kim y Ramamoorthy Ramesh), expedida el 9 de junio de 1987 sobre una solicitud presentada el 11 de octubre de 1985

6.273.968 B1 (Gareth Thomas), expedida el 14 de agosto de 2001 sobre una solicitud presentada el 28 de marzo de 2000.

La microestructura juega un papel clave al establecer las propiedades de una aleación de acero particular y, por tanto, la robustez y la dureza de la aleación no dependen solamente de la selección y las cantidades de los elementos de aleación, sino también de las fases cristalinas presentes y su disposición. Las aleaciones que tienen por objeto el uso en determinados entornos requieren mayor robustez y dureza y, en general, una combinación de propiedades que a menudo están en conflicto, ya que determinados elementos de aleación que contribuyen a una propiedad pueden ir en detrimento de otra.

Las aleaciones descritas en las patentes que se han enumerado anteriormente son aleaciones de acero al carbono que tienen microestructuras que consisten en listones de martensita que se alternan con películas delgadas de austenita. En algunos casos, la martensita está dispersa con granos finos de carburos producidos por autoatemperado. La disposición en la que los listones de una fase están separados por películas delgadas de la otra se denomina una estructura de "listón dislocado" y se forma calentando en primer lugar la aleación en el intervalo de austenita, enfriando después la aleación por debajo de la temperatura de inicio de martensita  $M_s$ , que es la temperatura a la que la fase de martensita se comienza a formar por primera vez, a un intervalo de temperaturas en el que la austenita se transforma en paquetes que consisten en listones de martensita separados por películas delgadas de austenita no transformada, estabilizada. Esto se acompaña por procesamiento metalúrgico convencional, tal como moldeo, tratamiento térmico, laminado y forjado para conseguir la conformación deseada del producto y para perfeccionar la disposición alterna de listón y película delgada. Esta microestructura es preferible a la alternativa de una estructura de martensita de tipo macla, ya que la estructura de listón tiene mayor dureza. Las patentes también describen que el exceso de carbono en las regiones de listón precipita durante el proceso de enfriamiento para formar cementita (carburo de hierro,  $Fe_3C$ ) mediante un fenómeno conocido como "autoatemperado". La patente '968 describe que el autoatemperado se puede evitar limitando la selección de elementos de aleación de tal forma que la temperatura de inicio de martensita  $M_s$  sea 350°C o superior. En determinadas aleaciones, los carburos producidos por el autotemperado se añaden a la dureza del acero, mientras que en otras, los carburos limitan la dureza.

La estructura de listón dislocado produce un acero de alta robustez que es tanto duro como dúctil, calidades que se necesitan para la resistencia a la propagación de grietas y para una suficiente capacidad de conformación para permitir la fabricación exitosa de compuestos industriales del acero. El control de la fase de martensita para conseguir una estructura de listón dislocado en vez de una estructura de tipo macla es uno de los medios más eficaces para conseguir los niveles necesarios de robustez y dureza, mientras que las películas delgadas de austenita retenida contribuyen a las calidades de ductilidad y capacidad de conformación. La obtención de una microestructura de listón dislocado de este tipo en vez de la estructura de tipo macla menos deseable se consigue por una selección cuidadosa de la composición de la aleación que, a su vez, afecta al valor de  $M_s$ .

La estabilidad de la austenita en la microestructura de listón dislocado es un factor en la capacidad de la aleación para conservar su dureza, particularmente cuando la aleación se expone a condiciones mecánicas y ambientales rigurosas. En determinadas condiciones, la austenita es inestable a temperaturas por encima de aproximadamente 300°C, tendiendo a transformarse en precipitados de carburo que convierten la aleación en relativamente quebradiza y menos capaz de resistir a tensiones mecánicas. Esta inestabilidad es uno de los aspectos abordados por la presente invención.

### Sumario de la invención

Ahora se ha descubierto que los granos de aleación de acero al carbono que tienen la microestructura de listón dislocado que se ha descrito anteriormente tienden a formar múltiples regiones dentro de una única estructura de grano que difirieren en la orientación de las películas de austenita. Durante la deformación de transformación que acompaña a la formación de la estructura de listón dislocado, diferentes regiones de la estructura cristalina de austenita se someten a cizalla en diferentes planos de la disposición cúbica de cara centrada (fcc) que es característica de la austenita. Mientras que no pretende quedar limitado por esta explicación, los inventores de la presente memoria creen que esto provoca que la fase de martensita se forme por cizalla en diversas direcciones diferentes a lo largo del grano, formado de ese modo regiones en las que las películas de austenita están con un ángulo común dentro de cada región, pero con un ángulo diferente entre regiones adyacentes. Debido a la estructura de cristal de austenita, el resultado puede ser hasta cuatro regiones, cada una con un ángulo diferente. Esa confluencia de regiones produce estructuras cristalinas en las que las películas de austenita tienen una estabilidad limitada. Obsérvese que los propios granos se incluyen en carcasas de austenita en sus límites de grano, mientras que las regiones inter-grano de diferentes orientaciones de película de austenita no están encerradas en la austenita.

Se ha descubierto adicionalmente que los granos de martensita-austenita de una estructura de listón dislocado con películas de austenita en una orientación única se pueden conseguir limitando el tamaño de grano hasta 10 micrómetros o menos y que las aleaciones de acero al carbono con granos de esta descripción tienen mayor estabilidad después de la exposición a temperaturas elevadas y deformación mecánica. Esta invención, por lo tanto, se refiere a aleaciones de acero al carbono que contienen granos de microestructuras de listón dislocado, teniendo cada grano una orientación única de las películas austenita, es decir, siendo cada grano una variante única de la microestructura de listón dislocado. La invención se da en las reivindicaciones adjuntas.

La invención se refiere adicionalmente a un método para preparar tales microestructuras por inmersión en caliente (austenitización de) la composición de la aleación a una temperatura que pone el hierro completamente en la fase de austenita y todos los elementos de aleación en solución, deformando después la fase de austenita mientras que se mantiene esta fase a una temperatura justo por encima de su temperatura de recrystalización de austenita para formar granos pequeños de 5-9 micrómetros de diámetro. Esto es seguido por el enfriamiento de la fase de austenita rápidamente hasta la temperatura de inicio de martensita y a través de la región de transición de martensita para convertir partes de la austenita a la fase de martensita en la disposición de listón dislocado. Este último enfriamiento se realiza preferiblemente a una velocidad lo suficientemente rápida para evitar la formación de bainita y perlita y la formación de cualquier precipitado a lo largo de los límites entre las fases. La microestructura resultante consiste en granos individuales unidos por carcasas de austenita, teniendo cada grano la orientación de listón dislocado de variante única en vez de la orientación de variante múltiple que limita la estabilidad de la austenita. Las composiciones de la aleación adecuadas para usar en esta invención son las que permiten que la estructura de listón dislocado se forme en este tipo de procesamiento. Estas composiciones tienen elementos de aleación y niveles seleccionados para conseguir una temperatura de inicio de martensita  $M_s$  de al menos aproximadamente 300°C y preferiblemente al menos aproximadamente 350°C.

### Breve descripción de los dibujos

La Figura 1 es un esquema que representa la microestructura de las aleaciones de la técnica anterior.

La Figura 2 es un esquema que representa la microestructura de las aleaciones de la presente invención.

### Descripción detallada de la invención y realizaciones preferidas

Para ser capaz de formar la microestructura de listón dislocado, la composición de aleación tiene que ser aquella cuya  $M_s$  sea 300°C o superior y preferiblemente 350°C o superior. Mientras que los elementos de aleación afectan generalmente a la  $M_s$ , el elemento de aleación que tiene la mayor influencia sobre la  $M_s$  es el carbono y la limitación de la  $M_s$  hasta el intervalo deseado se consigue fácilmente limitando el contenido de carbono de la aleación hasta un máximo del 0,35% en peso. En realizaciones preferidas de la invención, el contenido de carbono está dentro del intervalo de aproximadamente el 0,03% a aproximadamente el 0,35% y en realizaciones más preferidas, el intervalo es de aproximadamente el 0,05% a aproximadamente el 0,33%, todos en peso.

Se prefiere adicionalmente que la composición de aleación se seleccione para evitar la formación de ferrita durante el enfriamiento inicial de la aleación desde la fase de austenita, es decir, para la evitar la formación de granos de ferrita antes del enfriamiento adicional de la austenita para formar la microestructura de listón dislocado. También se prefiere incluir uno o más elementos de aleación del grupo de estabilización de austenita, que consiste en carbón (posiblemente ya incluido como se ha indicado anteriormente), nitrógeno, manganeso, níquel, cobre y cinc. Entre los elementos de estabilización de austenita se prefieren particularmente manganeso y níquel. Cuando está presente níquel,

su concentración está preferiblemente dentro del intervalo de aproximadamente el 0,25% a aproximadamente el 5%, y cuando está presente manganeso, sus concentraciones están preferiblemente dentro del intervalo de aproximadamente el 0,25% a aproximadamente el 6%. También se incluye cromo en muchas realizaciones de la invención y, cuando está presente, su concentración varía preferiblemente del 0,5% a aproximadamente el 12%. De nuevo, todas las concentraciones en la presente memoria son en peso. La presencia y los niveles de cada elemento de aleación pueden afectar a la temperatura de inicio de martensita de la aleación y, como se ha señalado anteriormente, las aleaciones útiles en la práctica de esta invención son aquellas en las que la temperatura de inicio de martensita es al menos aproximadamente 350°C. En consecuencia, la selección de los elementos de aleación y sus cantidades se realizará teniendo en cuenta esta limitación. El elemento de aleación que tiene el mayor efecto sobre la temperatura de inicio de martensita es el carbono y la limitación del contenido de carbono hasta un máximo del 0,35% garantizará generalmente que la temperatura de inicio de martensita esté dentro del intervalo deseado. También pueden estar presentes elementos de aleación adicionales, tales como molibdeno, titanio, niobio y aluminio en cantidades suficientes para servir como sitios de nucleación para formación de granos finos aunque en concentraciones suficientemente bajas para no afectar a las propiedades de la aleación final por su presencia.

Las aleaciones preferidas de esta invención tampoco contienen sustancialmente carburos. La expresión “sustancialmente sin carburos” se usa en la presente memoria para indicar que si de hecho hay algún carburo presente, la distribución y la cantidad de precipitados son tales que los carburos tienen un efecto insignificante sobre las características del rendimiento, y particularmente las características de corrosión, de la aleación final. Cuando están presentes carburos, existen como precipitados incluidos en la estructura cristalina y su efecto perjudicial sobre el rendimiento de la aleación se minimizará si los precipitados tienen un diámetro inferior a 500 Å. Se prefiere particularmente evitar precipitados localizados a lo largo de los límites de fase.

Como se ha señalado anteriormente, los granos de martensita-austenita de una variante única de la microestructura de listón dislocado, es decir, con los listones de martensita y las películas de austenita orientados en una orientación única dentro de cada grano, se consiguen disminuyendo el tamaño de grano hasta 5-9 micrómetros. El tamaño de grano está dentro del intervalo de 5 micrómetros a 9 micrómetros.

Mientras que esta invención se extiende a aleaciones que tienen las microestructuras que se han descrito anteriormente sin tener en cuenta las etapas de procesamiento metalúrgico particulares usadas para conseguir la microestructura, se prefieren determinados procedimientos de procesamiento. Estos procedimientos preferidos comienzan combinando los componentes apropiados que se necesitan para formar una aleación con la composición deseada, homogeneizando después (“sumergiendo”) la composición durante un periodo de tiempo suficiente y a una temperatura suficiente para conseguir una estructura austenítica uniforme con todos los elementos y componentes en solución sólida. La temperatura será una temperatura por encima de la temperatura de recrystalización de austenita, que puede variar con la composición de la aleación, pero en general será evidente para los especialistas en la técnica. En la mayoría de los casos se conseguirán los mejores resultados sumergiendo a una temperatura dentro del intervalo de 1050°C a 1200°C. Sobre la aleación se realizan de forma opcional laminado, forjado o ambos a esta temperatura.

Una vez que se haya completado la homogeneización, la aleación se somete a una combinación de enfriamiento y perfeccionamiento de grano hasta el tamaño de grano deseado, que, como se ha señalado anteriormente, es de 5-9 micrómetros. El perfeccionamiento de grano se puede realizar en etapas, pero el perfeccionamiento de grano final se consigue generalmente a una temperatura intermedia que está por encima, aunque próxima, a la temperatura de recrystalización de austenita. En este proceso preferido, la aleación en primer lugar se lamina (es decir, se somete a recrystalización dinámica) a la temperatura de homogeneización, después se enfría hasta la temperatura intermedia y se vuelve a laminar para recrystalización dinámica adicional. Para aleaciones de acero al carbono de esta invención en general, esta temperatura intermedia está entre la temperatura de recrystalización de austenita y una temperatura que está aproximadamente 50 grados por encima de la temperatura de recrystalización de austenita. Para las composiciones de aleación preferidas que se han señalado anteriormente, la temperatura de recrystalización de austenita es de aproximadamente 900°C y, por lo tanto, la temperatura hasta la que se enfría la aleación en esa etapa es preferiblemente una temperatura dentro del intervalo de aproximadamente 900° a aproximadamente 950°C y mucho más preferiblemente una temperatura dentro del intervalo de aproximadamente 900° a aproximadamente 925°C. Se consigue la recrystalización dinámica por medios convencionales, tales como laminado controlado, forjado o ambos. La disminución creada por el laminado comprende el 10% o más y en muchos casos la disminución es de aproximadamente el 30% a aproximadamente el 60%.

Una vez que se ha conseguido el tamaño de grano deseado, la aleación se inactiva rápidamente por enfriamiento desde por encima de la temperatura de recrystalización de austenita hasta  $M_s$  y a través del intervalo de transición de martensita para convertir los cristales de austenita en la microestructura de listón de paquete dislocado. Los paquetes resultantes tienen aproximadamente el mismo tamaño pequeño que los granos de austenita producidos durante las etapas de laminado, pero la única austenita remanente en estos granos está en las películas delgadas y en la carcasa que rodea cada grano. Como se ha señalado anteriormente, el tamaño pequeño del grano garantiza que el grano es solamente una única variante en la orientación de las películas delgadas de austenita.

Como una alternativa a la recrystalización dinámica, el perfeccionamiento de grano se puede realizar por un tratamiento térmico doble en el que el tamaño de grano deseado se consigue mediante solamente un tratamiento térmico. En esta alternativa, la aleación se inactiva como se ha descrito en el párrafo precedente, después se recalienta hasta una temperatura próxima a la temperatura de recrystalización de austenita o ligeramente por debajo, después se inactiva

de nuevo para conseguir, o volver a la, la microestructura de listón dislocado. La temperatura de recalentamiento está preferiblemente dentro de aproximadamente 50 grados Celsius de la temperatura de recristalización de austenita, por ejemplo, aproximadamente 870°C.

En realizaciones preferidas de la invención, la etapa de inactivación de cada uno de los procesos que se han descrito anteriormente se realiza a una velocidad de enfriamiento lo suficientemente elevada para evitar la formación de precipitados de carburo tales como bainita y perlita, así como precipitados de nitruro y carbonitruro, dependiendo de la composición de la aleación y también la formación de cualquier precipitado a lo largo de los límites de fase. Las expresiones “precipitación de interfase” y “precipitados de interfase” se usan en la presente memoria para indicar precipitación a lo largo de los límites de fase y se refiere a la formación de pequeños depósitos de compuestos en localizaciones entre las fases de martensita y austenita, es decir, entre los listones y las películas delgadas que separan los listones. Los “precipitados de interfase” no se refieren a las propias películas de austenita. La formación de todos estos diversos tipos de precipitados, incluyendo precipitados de bainita, perlita, nitruro y carbonitruro, así como precipitados de interfase, se denominan de forma conjunta en la presente memoria “autoatemperado”.

Las velocidades de enfriamiento mínimas necesarias para evitar el autoatemperado son evidentes a partir del diagrama de temperatura de transformación-tiempo para la aleación. El eje vertical del diagrama representa la temperatura y el eje horizontal representa el tiempo y las curvas en el diagrama indican las regiones donde cada fase existe por sí misma o en combinación con otra fase o fases. Un diagrama típico de este tipo se muestra en la patente de Estados Unidos N° 6.273.968 B1 de Thomas, a la que se ha hecho referencia anteriormente. En tales diagramas, la velocidad de enfriamiento mínima es una línea diagonal de temperatura descendente a lo largo del tiempo que sobresale en el lado izquierdo de una curva con forma de C. La región a la derecha de la curva representa la presencia de carburos y, por lo tanto, las velocidades de enfriamiento aceptables son las representadas por líneas que permanecen a la izquierda de la curva, la más lenta de las cuales tiene la menor pendiente y sobresale en la curva.

Dependiendo de la composición de la aleación, una velocidad de enfriamiento que es suficientemente elevada para cumplir ese requerimiento puede ser una que requiera enfriamiento con agua o una que se pueda conseguir por enfriamiento con aire. En general, si los niveles de determinados elementos de aleación en una composición de aleación que se puede enfriar por aire y que tiene todavía una velocidad de enfriamiento suficientemente elevada se disminuyen, será necesario aumentar los niveles de otros elementos de aleación para conservar la capacidad de usar el enfriamiento por aire. Por ejemplo, la disminución de uno o varios de elementos de aleación, tales como carbono, cromo o silicio se pueden compensar aumentando el nivel de un elemento tal como manganeso. Sin embargo, cualquiera que sea el ajuste que se realice en elementos de aleación individuales, la composición de aleación final tiene que ser una que tenga una  $M_s$  por encima de aproximadamente 300°C y preferiblemente por encima de aproximadamente 350°C.

Los procedimientos de procesamiento y las condiciones que se indican en las patentes de Estados Unidos a las que se ha hecho referencia se pueden usar en la práctica de la presente invención para tales etapas como el calentamiento de la composición de la aleación hasta la fase de austenita, enfriamiento de la aleación con laminado o forjado controlado para conseguir la disminución y el tamaño de grano deseados e inactivación de los granos de austenita por la región de transición de martensita para conseguir la estructura de listón dislocado. Estos procedimientos incluyen moldeo, tratamiento térmico y trabajo en caliente de la aleación tal como por forjado o laminado, terminación a la temperatura controlada para el perfeccionamiento óptimo de grano. El laminado controlado sirve para varias funciones, incluyendo la ayuda en la difusión en los elementos de aleación para formar una fase cristalina de austenita homogénea y en el almacenamiento de energía de deformación en los granos. En las etapas de inactivación del proceso, el laminado controlado conduce a la fase de martensita recién formada a una disposición de listón dislocado de listones de martensita separados por películas delgadas de austenita retenida. El grado de disminución por laminado puede variar y será fácilmente evidente para los especialistas en la técnica. La inactivación se realiza preferiblemente de forma suficientemente rápida para evitar precipitados de bainita, perlita y de interfase. En los cristales de listón dislocado de martensita-austenita, las películas de austenita retenida constituirán de aproximadamente el 0,05% a aproximadamente el 15% en volumen de la microestructura, preferiblemente de aproximadamente el 3% a aproximadamente el 10% y mucho más preferiblemente un máximo de aproximadamente el 5%.

Una comparación de las Figuras 1 y 2 demuestra la diferencia entre la presente invención y la técnica anterior. La Figura 1 representa la técnica anterior, que muestra un grano único (11) con una estructura de listón dislocado. El grano contiene cuatro regiones internas (12), (13), (14), (15), cada una de las cuales consiste en listones dislocados (16) de martensita separados por películas delgadas (17) de austenita, teniendo las películas de austenita en cada región una orientación diferente (es decir, siendo una variante diferente) que las de las regiones restantes. Por tanto, las regiones contiguas tienen una discontinuidad en la microestructura de listón dislocado. El exterior del grano es una carcasa (18) de austenita, mientras que los límites entre las regiones (indicadas por líneas discontinuas) (19) no están ocupados por ninguna estructura de cristal separada de precipitados sino que indican solamente dónde termina una variante y dónde comienza otra.

La Fig. 2 ilustra dos granos (21), (22) de la presente invención, consistiendo cada grano en listones dislocados (23) de martensita separados por películas delgadas (24) de austenita en solamente una variante única en términos de orientación de película de austenita y todavía con la carcasa externa (25) de austenita. La variante de un grano (21) difiere de la del otro (22), pero dentro de cada grano hay solamente una única variante.

ES 2 309 219 T3

Lo anterior se ofrece principalmente con propósitos de ilustración. Se pueden realizar modificaciones y variaciones adicionales de los diversos parámetros de la composición de aleación y los procedimientos y condiciones de procesamiento pueden que todavía realicen los conceptos básicos y nuevos de esta invención. Los mismos sucederán de forma sencilla a los especialistas en la técnica y se incluyen dentro del alcance de esta invención.

5

10

15

20

25

30

35

40

45

50

55

60

65

## REIVINDICACIONES

1. Un acero al carbono de aleación que tiene una temperatura de inicio de martensita de al menos 300°C y que comprende granos de martensita-austenita de 5 a 9 micrómetros de diámetro, uniéndose cada grano por una carcasa de austenita y teniendo una microestructura que contiene listones de martensita que se alternan con películas delgadas de austenita en una orientación uniforme única a lo largo de dicho grano y cualquier carburo presente en dicho acero al carbono de aleación son precipitados de menos de 50 nm (500 Å).
2. Un acero al carbono de aleación de acuerdo con la reivindicación 1, en el que dicha temperatura de inicio de martensita es de al menos 350°C.
3. Un acero al carbono de aleación de acuerdo con la reivindicación 1 o con la reivindicación 2, que tiene un máximo del 0,35% en peso de carbono.
4. Un acero al carbono de aleación de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3, que comprende adicionalmente del 1% al 6% en peso de un miembro seleccionado de níquel y manganeso.
5. Un acero al carbono de aleación de acuerdo con una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 4, que comprende del 0,05% al 0,33% de carbono, del 0,5% al 12% de cromo, del 0,25% al 5% de níquel, del 0,26% al 6% de manganeso y menos del 1% de silicio, todos en peso.
6. Un proceso para fabricar un acero al carbono de aleación de alta robustez, resistente a corrosión, duro, comprendiendo dicho proceso:
  - (a) formar una composición de aleación de acero al carbono que tenga una temperatura de inicio de martensita de al menos 300°C;
  - (b) calentar dicha composición de aleación de acero al carbono hasta una temperatura suficiente para provocar que dicha composición de aleación asuma una fase de austenita homogénea con todos los elementos de aleación en solución;
  - (c) laminar y enfriar dicha fase de austenita homogénea mientras que dicha fase de austenita esté por encima de su temperatura de recrystalización de austenita para conseguir un tamaño de grano de 5 a 9 micrómetros; y
  - (d) enfriar dicha fase de austenita a través de dicho intervalo de transición de martensita para convertir dicha fase de austenita en una microestructura de granos fundidos, teniendo cada grano un diámetro de 5 a 9 micrómetros y conteniendo listones de martensita que se alternan con películas de austenita retenida en una orientación uniforme a lo largo de dicho grano, y cualquier carburo presente en dicho acero al carbono de aleación son precipitados de menos de 50 nm (500 Å).
7. Un proceso de acuerdo con la reivindicación 6, en el que la etapa (b) comprende calentar dicha composición de aleación de acero al carbono hasta una temperatura dentro del intervalo de 1050°C a 1200°C, y dicho proceso comprende adicionalmente enfriar dicha fase de austenita homogénea después de la etapa (b) hasta una temperatura intermedia dentro del intervalo de 900°C a 950°C y realizar al menos una parte de dicho laminado de la etapa (c) a dicha temperatura intermedia.
8. Un proceso de acuerdo con la reivindicación 6 o la reivindicación 7, en el que dicho acero al carbono de aleación comprende del 0,05% al 0,33% de carbono, del 0,5% al 12% de cromo, del 0,25 al 5% de níquel, del 0,26% al 6% de manganeso y menos del 1% de silicio, todos en peso.
9. Un acero al carbono de aleación que tiene una temperatura de inicio de martensita de al menos 300°C y que comprende granos de martensita de 5 a 9 micrómetros de diámetro, estando unido cada grano por una carcasa de austenita y teniendo una microestructura que contiene listones de martensita que se alternan con películas delgadas de austenita en una orientación uniforme única a lo largo de dicho grano y cualquier carburo presente en dicho acero al carbono de aleación son precipitados de menos de 50 nm (500 Å), donde dicho acero al carbono de aleación comprende del 0,03% al 0,35% de carbono, del 0,5% al 12% de cromo, del 0,25% al 5% de níquel, del 0,26% al 6% de manganeso y menos del 1% de silicio, todos en peso.
10. Un acero al carbono de aleación de acuerdo con la reivindicación 9, en el que dicho acero al carbono de aleación comprende del 0,05% al 0,33% de carbono.
11. Un acero al carbono de aleación de acuerdo con la reivindicación 9 o la reivindicación 10, que se obtiene por:
  - (a) formar una composición de aleación de acero al carbono que tiene una temperatura de inicio de martensita de al menos 300°C y que comprende del 0,03 al 0,35% de carbono, del 0,5% al 12% de cromo, del 0,25% al 5% de níquel, del 0,26% al 6% de manganeso y menos del 1% de silicio, todos en peso;

## ES 2 309 219 T3

(b) calentar dicha composición de aleación de acero al carbono hasta una temperatura suficiente para provocar que dicha composición de aleación asuma una fase de austenita homogénea con todos los elementos de aleación en solución;

5 (c) laminar y enfriar dicha fase de austenita homogénea mientras que dicha fase de austenita esté por encima de su temperatura de recrystalización de austenita para conseguir un tamaño de grano de 5 a 9 micrómetros; y

10 (d) enfriar dicha fase de austenita a través de dicho intervalo de transición de martensita para convertir dicha fase de austenita en una microestructura de granos fundidos, teniendo cada grano un diámetro de 5 a 9 micrómetros y conteniendo listones de martensita que se alternan con películas de austenita retenida en una orientación uniforme a lo largo de dicho grano, y cualquier carburo presente en dicho acero al carbono de aleación son precipitados de menos de 50 nm (500 Å).

15 12. Un acero al carbono de aleación de acuerdo con la reivindicación 11, en el que la etapa (b) comprende calentar dicha composición de aleación de acero al carbono hasta una temperatura dentro del intervalo de 1050°C a 1200°C, y dicho proceso comprende adicionalmente enfriar dicha fase de austenita homogénea después de la etapa (b) hasta una temperatura intermedia dentro del intervalo de 900°C a 950°C y realizar al menos una parte de dicho laminado de la etapa (c) a dicha temperatura intermedia.

20

25

30

35

40

45

50

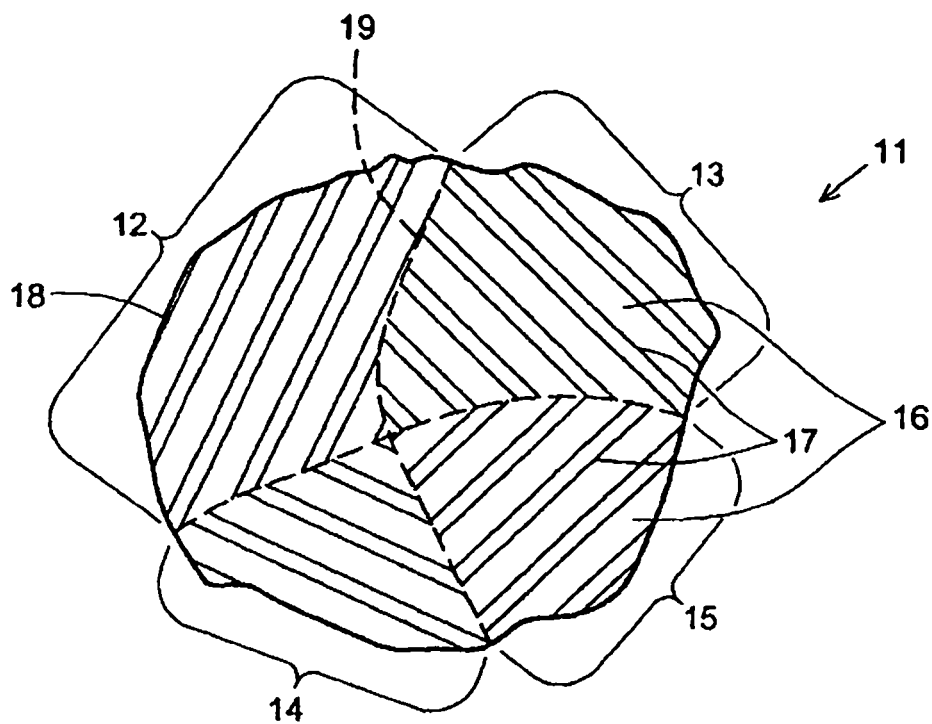
55

60

65



**Fig. 1** - Técnica Anterior



**Fig. 2**

