

(19)



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



(11) Número de publicación: **2 195 768**

(21) Número de solicitud: 200200345

(51) Int. Cl.7: **C21C 7/06**

(12)

PATENTE DE INVENCION

B1

(22) Fecha de presentación: **13.02.2002**

(43) Fecha de publicación de la solicitud: **01.12.2003**

Fecha de la concesión: **27.01.2005**

(45) Fecha de anuncio de la concesión: **01.03.2005**

(45) Fecha de publicación del folleto de la patente:
01.03.2005

(73) Titular/es: **Juan Asensio Lozano**
Dionisio Ridruejo 4, 2º A
33007 Oviedo, Asturias, ES
José Florentino Álvarez Antolín

(72) Inventor/es: **Asensio Lozano, Juan y**
Álvarez Antolín, José Florentino

(74) Agente: **Carpintero López, Francisco**

(54) Título: **Procedimiento de fabricación de un acero austenítico al manganeso microaleado y acero así obtenido.**

(57) Resumen:

Procedimiento de fabricación de un acero austenítico al manganeso microaleado y acero así obtenido.

El procedimiento está previsto para obtener un acero austenítico al manganeso microaleado, con medio/alto contenido de carbono, medio/bajo contenido en manganeso y bajo contenido de molibdeno, a cuya composición química se le añaden titanio y niobio, o bien titanio o vanadio, o bien titanio, vanadio y niobio, proporcionando unos precipitados en la composición química que originan efectos afinadores del tamaño del grano, que inhiben el crecimiento del grano para conseguir una buena tenacidad, y a la vez producen un endurecimiento por precipitación en el interior de los granos que mejoran la resistencia de la abrasión. El procedimiento se basa fundamentalmente en realizar un afino en cuchara en dos fases, consistentes en que en el fondo de la cuchara se dispone un desoxidante y una proporción adecuada de ferro-niobio o ferro- vanadio, comenzando sobre ellos el vertido del metal y después, realizados aproximadamente la mitad o tres cuartos del vertido del metal fundido, añadir ferro-titanio. El acero austenítico obtenido es de elevada tenacidad y notable resistencia a la abrasión.

ES 2 195 768 B1

Aviso: Se puede realizar consulta prevista por el art. 37.3.8 LP.

DESCRIPCION

Procedimiento de fabricación de un acero austenítico al manganeso microaleado y acero así obtenido.

5 **Objeto de la invención**

La presente invención se refiere a un procedimiento de fabricación de un acero austenítico al manganeso microaleado, en donde dicho procedimiento permite obtener un acero del tipo "Hadfield", con bajo contenido de carbono y bajo contenido de manganeso, modificado por molibdeno, ofreciendo una buena resistencia a la abrasión y una buena tenacidad. En concreto, el procedimiento se basa en provocar, de forma controlada, la formación de unos precipitados de aleación, los cuales permiten obtener una estructura afinada del tamaño del grano tras solidificación y enfriamiento, que perdura tras el tratamiento térmico de homogeneización, así como un endurecimiento en el interior de los granos que mejora la resistencia a la abrasión de la aleación.

Es igualmente objeto de la invención el acero austenítico obtenido mediante el procedimiento de la invención, a cuyo acero, además de los componentes convencionales, se le añade titanio y niobio, pudiendo ser sustituido este último componente por vanadio en incluso añadir los tres citados componentes.

20 **Antecedentes de la invención**

En la minería y especialmente en máquinas trituradoras y molinos, las piezas sujetas a impactos o en contacto con el material sufren un desgaste muy importante, por lo que estas piezas suelen estar constituidas o revestidas con aceros que deben presentar una buena resistencia a la abrasión así como unas características mecánicas importantes, fundamentalmente una buena tenacidad.

Habitualmente se utilizan aceros austeníticos del tipo "Hadfield" que son muy tenaces debido a su contenido de manganeso, aunque debido precisamente al contenido en manganeso, cuando las ratios Mn/C son superiores a 10, el acero resulta poco adecuado para resistir la abrasión ya que se inhibe la precipitación de carburos.

Pues bien, convencionalmente la resistencia a la abrasión se consigue con alto contenido de carbono, aunque en la práctica no es posible aumentar indiscriminadamente el contenido de carbono para obtener unas características elevadas para resistencia a la abrasión, ya que a partir de un cierto contenido de carbono (ratios Mn/C <10) se induce una precipitación intergranular de Carburos que reduce la tenacidad del acero provocando que éste se rompa fácilmente.

Para paliar ese problema o inconveniente, generalmente se suele añadir molibdeno para que el carbono precipite como carburo de molibdeno, precipitación ésta que se produce de modo fino y disperso en toda la masa del material y no en junta de grano. De esta forma, se inhibe la precipitación de carburos intergranulares, evitándose la considerable pérdida de tenacidad. La cantidad de molibdeno y con ésta la fracción en volumen y el tamaño de precipitados de carburo de molibdeno también se encuentran limitadas, resultando difícil conseguir un acero del tipo "Hadfield", con un contenido de manganeso suficiente para que su tenacidad sea buena, y que simultáneamente presente una buena resistencia a la abrasión, atendiendo exclusivamente al efecto y contenido en carbono de la aleación.

Históricamente, se constata el empleo de aceros austeníticos de medio manganeso (fundamentalmente acero del tipo 6Mn-1Mo y 9Mn-1Mo) en aplicaciones en las que se demanda una buena resistencia a la abrasión. Sin embargo, la baja tenacidad de estos aceros se pone de manifiesto en las frecuentes roturas durante su funcionamiento y su propensión al agrietamiento debido al mayor tamaño de grano, frente a los aceros "Hadfield" de mayor contenido en manganeso.

Es evidente que aunque estos aceros son económicos, la reposición que debe hacerse a los mismos es muy frecuente, aumentando enormemente el coste de sustitución de las piezas dañadas por otras.

A continuación se destacan los dos grupos de aceros austeníticos fundamentales a que se hacía alusión con anterioridad, es decir del tipo "Hadfield" que son muy tenaces (tabla 1), así como los aceros austeníticos de medio manganeso que son poco tenaces (tabla 2).

TABLA I

Aceros Hadfield muy tenaces para usos mineros

Grado	Composición-porcentual				
	Carbono	Manganeso	Cromo	Molibdeno	Níquel
A	1.05-1.35	11.0 mín	—	—	—
B-1	0.9-1.05	11.5-14.0	—	—	—
B-2	1.05-1.2	11.5-14.0	—	—	—
B-3	1.12-1.28	11.5-14.0	—	—	—
B-4	1.2-1.35	11.5-14.0	—	—	—
C	1.05-1.35	11.5-14.0	1.5-2.5	—	—
D	0.7-1.3	11.5-14.0	—	—	3.0-4.0
E-1	1.05-1.45	11.5-14.0	—	1.8-2.1	—
E-2	1.05-1.45	11.5-14.0	—	1.8-2.1	—

Se pueden agregar variantes, p. ej.: el grado C, la de 17 % Mn, empleados en mandíbulas de quebrantadoras.

La fabricación convencional, por métodos de colada en lingotera, exige la aplicación de un tratamiento térmico de recalentamiento a 950-1100°C seguido de posterior enfriamiento acelerado en agua. El rol de dicho tratamiento térmico es el de proceder a la austenización completa y redisolución de carburos (cementílicos, perlitas, etc., ...). Asimismo se persigue la homogeneización de la microsegregación.

Los grados B-1, B-2, B-3 y B-4 son los que más se usan para revestimientos de quebrantadoras giratorias y cónicas en EE.UU. El grado C se emplea en piezas de desgaste de quebrantadoras de impacto y algunas veces como revestimientos de conos de trituración. El grado D se emplea para piezas pesadas con secciones masivas, y piezas susceptibles de enfragilización por calor. En camisas de elementos giratorios de conos de gran tamaño -secciones de hasta 250 mm- el fabricado en la composición E-1 es el más adecuado. El grado E-2, más comúnmente conocido como aleación 12Mn-2Mo, normalmente se le da un tratamiento de “endurecimiento por dispersión”. Este grado permite alargar la vida de los revestimientos en un 15-30 %

Parece concluyente que en este tipo de aceros la resistencia a la abrasión se mejora al aumentar el porcentaje en C, pasando de 0.7 % hasta 1.4 %; sin embargo, a medida que aumenta el tenor en C, aumenta la propensión a la enfragilización por la formación intercrystalina de películas de carburos mixtos de Fe y Mn, en particular en secciones masivas de piezas. La adición de Mo entre 0.5 % y 1 %, suprime este efecto, al ser los precipitados de dicho elemento los que se forman limitando y reduciendo la precipitación de los anteriores.

TABLA II

Aceros austeníticos de medio manganeso, poco tenaces

5	Tipo	Composiciones Típicas (%-peso)						Tratamiento
		C	Mn	Si	Mo	Ti	P	térmico
10	6Mn-1Mo	1.2	6.0	0.6	1.0	—	0.5 máx.	Temple Agua
	9Mn-1Mo	1.2	9.0	0.6	1.0	0.2	0.5 máx.	Temple Agua

Se aprecia que el grado de desarrollo es de 2 niveles de Manganeso: 6 y 9 %, lo que contrasta con el rango usual de 12-14 % en aceros del tipo Hadfield. La reducción del tenor en Mn supone una mejora sustancial de la resistencia a la abrasión, derivada de una menor ratio Mn/C, en particular en aplicaciones en las que el material abrasivo resulta triturado entre dos superficies de desgaste. La adición de 1 % de Mo tiene como objeto el de proveer una ductilidad suficiente en secciones de pieza masivas cuya velocidad de enfriamiento pueda ser suficientemente lenta para dar lugar a la formación de precipitados intergranulares del tipo (Fe, Mo)₃ C. Las aplicaciones típicas de la 6Mn-1Mo son: eslabones de cadenas de arrastre en plantas de cemento, dientes de excavadora que no sean de gran tamaño, revestimientos en trituradoras de mandíbulas, y algunas piezas de desgaste en instalaciones de pulverización. Pueden incluso aplicarse en rejillas de descarga de molinos de bolas. La aleación 9Mn-1Mo, por ejemplo en la pulverización por impacto.

Descripción de la invención

El procedimiento que se preconiza, ha sido concebido para resolver la problemática anteriormente expuesta, a propósito de la optimización del binomio, tenacidad y resistencia a la abrasión de aceros austeníticos.

Dicho procedimiento se basa en aprovechar la sinergia de los tres siguientes efectos:

- Obtención de una estructura de grano austenítico afinado basado en la desoxidación del caldo con tierras raras, cuyos productos de reacción (fases oxidadas) permitan la nucleación de gran número de dentritos $\tilde{a}$, según la cual el número de grupos formados sería mayor y la estructura al término de la solidificación sería de grano afinado.
- Afinadores del tamaño del grano que inhiben el crecimiento del grano desde temperaturas próximas a las de solidificación, hasta temperatura ambiente e incluso durante el curso del tratamiento térmico preceptivo que se aplicará con posterioridad a las piezas en el estado de colada, consiguiendo una buena tenacidad, con lo que se consigue una buena tenacidad. Este efecto se consigue mediante la adición de titanio y niobio que precipitan como carburos y nitruros de titanio y niobio.
- Endurecimiento por precipitación en el interior de los granos que mejoran la resistencia de la abrasión. Estos precipitados son fundamentalmente carburos de niobio.

El niobio puede ser sustituido por vanadio, o bien se pueden añadir simultáneamente titanio, niobio y vanadio.

Más concretamente, el procedimiento de la invención se basa en realizar un afino en cuchara en dos fases operativas bien diferenciadas. La primera de ellas consistente en que en el fondo de la cuchara se dispone un desoxidante de la proporción adecuado de Mischmetal[®] (Ce-MM), así como una proporción adecuada de ferro-niobio o ferro-vanadio, comenzando sobre ellos el vertido del metal, mientras que en la segunda fase y cuando se haya realizado aproximadamente la mitad o tres cuartos del vertido del metal fundido, se añade, al propio chorro de colada, la cantidad adecuada de ferro-titanio y se finaliza el vertido. Todo ello de manera que tal afino del grano se debe producir mediante la solidificación del metal, y tener presente que el tamaño del grano no crezca en el enfriamiento hasta temperatura ambiente, ni en los tratamientos posteriores del metal, lo cual se consigue mediante los precipitados de titanio y niobio como anteriormente se ha dicho.

El procedimiento de la invención se lleva a cabo en horno de fusión por inducción, y consiste en fundir materia prima -bien con retornos o bien sin ellos- y proceder a tomar una muestra de colada para determinar su composición, procediendo seguidamente a calcular el porcentaje de ferroaleaciones diversas para

ES 2 195 768 B1

llegar a un primer caldo ajustado cuya composición no es la definitiva. Esto es debido a que el caldo en estado fundido y en contacto con la atmósfera se oxida y enriquece en oxígeno, alterando el rendimiento esperado sobre las adiciones posteriores. Dicha contingencia debe ser tomada en consideración en la fase subsiguiente, por lo que en la cuchara de transferencia que va a conducir el metal del horno de fusión hasta los moldes, es donde se realizará en último afino del caldo (metal fundido).

La composición química del acero austenítico microaleado obtenido mediante el procedimiento de la invención se establece en las siguientes tablas III(a), III(b) y III(c).

TABLA III(a)

Rango de Composición Química: acero microaleado con Nb+Ti.

Identificación	%C	%Si	%Mn	%Cr	%Ni	%Mo	%Ti
	0.8-1.2	0.35-0.45	6-8	<0.02	<0.02	0.9-1.3	0.025-0.04
LCMn-NbTi	%Nb	N(ppm)	O(ppm)				
	0.02-0.1	150-250	250-300				

TABLA III(b)

Rango de Composición Química: Acero austenítico microaleado V+Ti.

Identificación	%C	%Si	%Mn	%Cr	%Ni	%Mo	%Ti
	0.8-1.2	0.35-0.45	6-8	<0.02	<0.02	0.9-1.3	0.025-0.04
LCMn-VTi	%V	N(ppm)	O(ppm)				
	0.02-0.05	150-250	250-300				

TABLA III(c)

Rango de Composición Química: Acero austenítico microaleado Nb+V+Ti.

Identificación	%C	%Si	%Mn	%Cr	%Ni	%Mo	%Ti
	0.8-1.2	0.35-0.45	6-8	<0.02	<0.02	0.9-1.3	0.025-0.04
LCMn-NbVTi	%Nb	%V	N(ppm)	O(ppm)			
	0.02-0.1	0.02-0.05	150-250	250-300			

Como puede verse, en la Tabla III(a) la composición química del acero a obtener incluye la de un acero austenítico microaleado con niobio y titanio, acero que es del tipo austenítico de medio/bajo manganeso y medio/alto carbono.

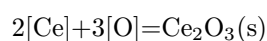
La nomenclatura empleada para dichos aceros sigue la simbología anglosajona, es decir, “LCMn” quiere decir “Low Carbon Manganese”, a la que se añade, tras un guión, “NbTi” o “VTi” o “NbVTi”, en referencia al tipo específico de microaleantes empleados en cada caso.

En la Tabla III(b) se representa otra variedad de composición química de acero austenítico de bajo manganeso de idénticas características al anterior, en donde el microaleante niobio ha sido sustituido por vanadio con idénticos porcentajes.

En cuanto a la variante de composición química representada en la Tabla III(c), se incluyen, como microaleantes, niobio, vanadio y titanio, en idénticos porcentajes a los previstos en las tablas anteriores.

Por consiguiente, mediante el procedimiento de la invención se consigue un acero austenítico del tipo “Hadfield”, al manganeso de bajo contenido de manganeso, que incorpora como novedad dos puntos importantes. Uno de ellos consiste en unos afinadores del tamaño del grano, cuyo papel es el de mejorar la baja tenacidad del material, problema acuciante de la serie 6Mn-1Mo, que se solventa mediante un aumento del tanto por ciento Mn, pasando a la 9Mn-1Mo, afinadores que a su vez se dividen en dos tipos: unos correspondientes a afinadores de grano durante solidificación, y otros correspondientes a inhibidores de crecimiento del grano durante el enfriamiento desde la temperatura de colada y en el tratamiento térmico. El otro punto de novedad importante que incorpora es el endurecimiento por precipitación en el interior de los granos, el cual mejora la resistencia a la abrasión.

El afino en el tamaño de grano se consigue al reducir el tamaño de grano durante la solidificación, cuando en la fase desoxidante del caldo se forman óxidos de Cerio y otras Tierra Raras en el estado líquido, según:



Para la que:

$$\Delta G_{\text{Ce}_2\text{O}_3(\text{S})} = -1\,888\,944 + 679.95 \cdot T + RT \ln \left[\frac{1}{(a_{\text{Ce}})^2 (a_{\text{O}})^3} \right] = -1\,888\,944 + 679.95 \cdot T - 19.15 \cdot T (2 \log a_{\text{Ce}} + 3 \log a_{\text{O}}) \text{ J/mol}$$

donde a es la actividad, T es la temperatura en (K), a_{Ce} y a_{O} se determinan para un modelo de solución diluida infinita. Los cálculos subsecuentes permiten demostrar que al ser $\Delta G_{\text{Ce}_2\text{O}_3(\text{S})} < 0$ a 1500, 1600, 1700 y 1800°C cuando [% en peso de Ce]=0.005-0.1, existirá Ce_2O_3 . Un estudio basado en la difracción de Rayos X de las partículas de Ce_2O_3 y de austenita, indica la posibilidad de que los óxidos actúen como soportes de la nucleación heterogénea del Fe- γ inicial, debido a las relaciones de epitaxia entre ambos. Esto subraya la importancia de la tenacidad mejorada que es posible obtener en este tipo de aceros mediante el afino de grano, al ser un número mas abundante de núcleos de pequeño tamaño el que desarrolla la estructura de solidificación.

De otra parte la existencia de Ti y de elementos intersticiales C, N, O, S, ... permite la formación de precipitados, fundamentalmente TiN , que inhiben el crecimiento de grano a altas temperaturas. A menores temperaturas, Ti(C,N) , y NbN son los responsables de frenar el crecimiento de grano, así como durante el recalentamiento previo al temple en el tratamiento térmico que se aplica con posterioridad, según lo señalado anteriormente.

La estructura de grano resultante es homogénea y fina, lo que redundará en una mejora de la tenacidad que compensa la inherente baja tenacidad de la aleación 6Mn-1Mo.

La finura del tamaño de grano es contributiva también al aumento de límite elástico, y por tanto de la dureza. Y por ello las propiedades que se esperan de este material, por lo que al tamaño de grano se refiere, son óptimas respecto a dureza.

Descripción de los dibujos

Para complementar la descripción que se está realizando y con objeto de ayudar a una mejor comprensión de las características del invento, de acuerdo con un ejemplo preferente de realización práctica del mismo, se acompaña como parte integrante de dicha descripción, un juego de dibujos, que reproducen estructuras cristalinas obtenidas con microscopio óptico, en superficies planas pulimentadas y posteriormente atacadas en solución alcohólica de cloruro férrico acidulada. Ambas micrografías se corresponden con zonas de similar masividad y han sido obtenidas en piezas tras tratamiento térmico de homogeneización a 1050° C. En concreto, se ha representado lo siguiente:

La figura 1.- Muestra la micrografía correspondiente a un acero “Hadfield” de composición 1.2%C-12%Mn, visto a escala 100 a 1, en donde el tamaño de grano es grueso en una zona no masiva de una maza de pulverizador. El tamaño de grano, evaluado por técnicas de metalografía cuantitativa resultó ser de 0.40 mm, equivalente a -1/2 ASTM. Esta micrografía, representada en la figura 1 corresponde a un acero conocido.

ES 2 195 768 B1

La figura 2.- Muestra la micrografía correspondiente al acero de la invención, es decir de bajo contenido de manganeso de composición 0.85 %C-6 %Mn, microaleado con Nb y Ti, a escala 100 a 1, en donde el tamaño de grano afinado presenta una longitud media intersectada de 0.174 mm, equivalente a +1/2-2 ASTM.

Ejemplos de realización

A continuación se representa en la siguiente tabla un procedimiento de fabricación para la composición de la tabla III (a) referida con anterioridad, basándose en cargas sin retornos.

Material cargado	Cantidad (kg/T)	Rendimiento (%)	Composición de los componentes						
			%C	%Si	%Mn	%Cr	%Ni	%Cu	%Mo
Chatarra acero	846	—	3.30	0.75	0.90	23.50	0.10	0.50	1.425
Ferro-Mn Carburado	102	95	6.90	0.80	75.69	—	—	—	—
Suma ⇒	948	—	0.83	0.24	7.98	0.02	0.01	0.01	0.01
Composición objetivo			1.00	0.40	8.00	0.01	0.01	0.01	1.3
Diferencia			0.17	0.16	0.02	-0.01	0	0	1.29
Ajuste de elementos con diversas ferroaleaciones									
FeSi 75	2	90	0.08	75	—	—	—	—	—
FeMn carburado	0.32	95	6.90	0.80	75.65	—	—	—	—
FeMo	20.50	90	0.02	0.18	—	—	—	—	70
Níquel	0.02	99	0.03	—	—	—	99.90	—	—
Cu	0.02	90	—	—	—	—	—	98.50	—
Lingote tinfos	27.47	90	4.20	0.11	0.029	0.01	0.01	0.01	0.01
Desulco	0.83	70	99.80	—	—	—	—	—	—
Result.Ajuste			0.16	0.17	0.02	0.00	0.002	0.00	1.292
Peso Total	999.54								
Carga Total	Corregir		0.99	0.41	8.00	0.02	0.01	0.01	1.3

En este ejemplo de fabricación, en el fondo de la cuchara se añade 1.5 kg/Tm Ce-MM+1.5 kg/Tm CeSiZr+0.78 kg/Tm FeNb. A mitad de vertido se añade a la cuchara 0.43 kg/Tm FeTi, en donde la temperatura del horno debe mantenerse entre 1520 y 1525°C.

ES 2 195 768 B1

En la siguiente tabla se muestra la forma de fabricación del acero austenítico correspondiente también a la tabla III(a) con retornos.

5	Material	Cantidad	Rendimiento	Composición de los componentes						
	cargado	(kg/T)	(%)	%C	%Si	%Mn	%Cr	%Ni	%Cu	%Mo
10	Chatarra acero	547	———	3.30	0.75	0.90	23.50	0.10	0.50	1.425
	Retornos	348		1.00	0.45	8.00	0.02	0.03	0.03	1.3
15	LCMn-NbTi									
	Ferro-Mn	68	95	6.90	0.80	75.69	——	——	——	——
20	carburado									
	Suma ⇒	965	——	0.88	0.31	7.97	0.02	0.02	0.01	0.46
	Composición			1.00	0.40	8.00	0.01	0.01	0.01	1.3
25	objetivo									
	Diferencia			0.12	0.09	0.03	-0.01	0.00	0.00	0.84
30	Ajuste de elementos con diversas ferroaleaciones									
	FeSi 75	1	90	0.08	75	——	——	——	——	——
35	FeMn	0.48	95	6.90	0.80	75.65	——	——	——	——
	carburado									
40	FeMo	13.33	90	0.02	0.18	——	——	——	——	70
	Níquel	0.00	99	0.03	——	——	——	99.90	——	——
45	Cu	0.00	90	——	——	——	——	——	98.50	——
	Lingote tinfos	19.26	90	4.20	0.11	0.029	0.01	0.01	0.01	0.01
	Desulco	0.58	70	99.80	——	——	——	——	——	——
50	Result.Ajuste			0.12	0.10	0.04	0.00	2E-4	0.00	0.84
	Peso Total	1000.05								
55	Carga Total	Corregir		1.00	0.40	8.00	0.02	0.02	0.02	1.30

En este caso, en el fondo de la cuchara, se añade 1.5 kg/Tm CeMM+1.5 kg/Tm FeSiZr+0.78 kg/Tm FeNb, añadiendo a la cuchara y a la mitad de vertido 0.53 kg/Tm FeTi, manteniéndose la temperatura del horno entre 1520 y 1525°C.

REIVINDICACIONES

1. Procedimiento de fabricación de un acero austenítico al manganeso microaleado, previsto para obtener un acero al manganeso con medio/alto contenido de carbono y medio/bajo contenido de manganeso y bajo contenido de molibdeno, con la finalidad de que el acero ofrezca una buena resistencia a la abrasión y una buena tenacidad, **caracterizado** porque el caldo o metal en estado fundido es sometido a un afino en la correspondiente cuchara de vertido, disponiendo en el fondo de dicha cuchara de un desoxidante a base de tierras raras y una proporción adecuada de ferro-niobio o ferro-vanadio, determinando una masa de soluto sólido, sobre la que se inicia el vertido del caldo fundido; realizándose a continuación, aproximadamente a la mitad o tres cuartos del vertido del caldo fundido, la adición de ferro-titanio que provoca, de una parte la formación de unos precipitados en la aleación que inhiben el crecimiento del grano y proporcionan una buena tenacidad y de otra, y a menor temperatura, la formación de precipitados en el interior de los propios granos que mejoran la resistencia a la abrasión.
2. Procedimiento de fabricación de un acero austenítico al manganeso microaleado, según reivindicación 1, **caracterizado** porque en la composición química del acero intervienen titanio y niobio en un porcentaje del 0.025-0.04 y 0.02-0.1, respectivamente, en peso respecto del total de la aleación.
3. Procedimiento de fabricación de un acero austenítico al manganeso microaleado, según reivindicación 1, **caracterizado** porque en la composición química del acero intervienen titanio y vanadio en una proporción del 0.025-0.04 y 0.02-0.05, respectivamente, en peso respecto del total de la aleación.
4. Procedimiento de fabricación de un acero austenítico al manganeso microaleado, según reivindicación 1, **caracterizado** porque la composición química del acero incluye titanio, niobio y vanadio en una proporción del 0.025-0.04; 0.02-0.1 y 0.02-0.05, respectivamente, en peso respecto del total de la aleación.
5. Acero austenítico al manganeso microaleado, que obteniéndose mediante el procedimiento de las reivindicaciones precedentes, **caracterizado** porque está formado por una composición química a base de carbono, silicio, manganeso, cromo, níquel y molibdeno, con la adición de titanio y niobio, precipitando estos dos últimos como carburos y nitruros con efecto de afinadores del tamaño del grano y de endurecimiento estructural.
6. Acero austenítico al manganeso microaleado, según reivindicación 5, **caracterizado** porque está formado a base de una composición química de carbono, silicio, manganeso, cromo, níquel y molibdeno, con la adición de titanio y vanadio, precipitando estos últimos como carburos y nitruros con efecto de afinadores del tamaño del grano y de endurecimiento estructural.
7. Acero austenítico al manganeso microaleado, según reivindicación 5, **caracterizado** porque está formado a base de una composición química de carbono, silicio, manganeso, cromo, níquel y molibdeno, con la adición de niobio, vanadio y titanio, precipitando éstos como carburos y nitruros con efecto de afinadores del tamaño del grano y de endurecimiento estructural.
8. Acero austenítico al manganeso microaleado, según reivindicaciones 5 a 7, **caracterizado** porque el porcentaje de titanio es del 0.025 al 0.04 % en peso respecto del total de la aleación, mientras que el porcentaje del niobio es del 0.02 al 0.1 %, en peso respecto del total de la aleación siendo el porcentaje del vanadio del 0.02 al 0.05 % en peso respecto del total de la aleación.



FIG.1

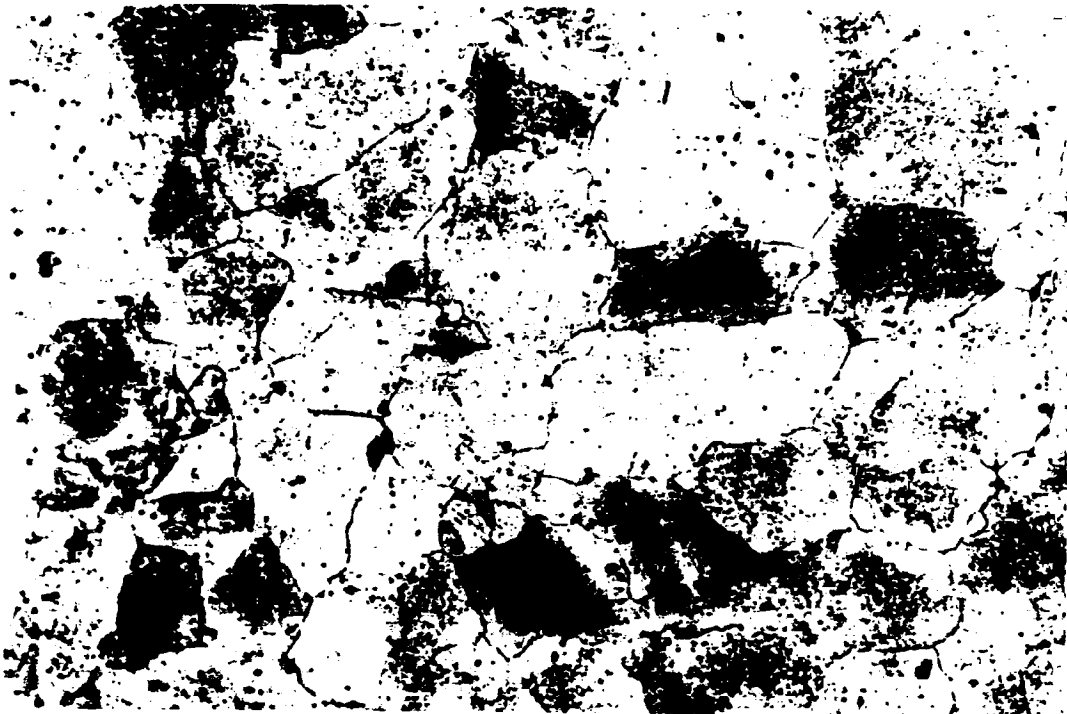


FIG.2



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA

⑪ ES 2 195 768

⑫ Nº de solicitud: 200200345

⑬ Fecha de presentación de la solicitud: 13.02.2002

⑭ Fecha de prioridad:

INFORME SOBRE EL ESTADO DE LA TÉCNICA

⑮ Int. Cl.7: C21C 7/06

DOCUMENTOS RELEVANTES

Categoría	Documentos citados	Reivindicaciones afectadas
A	US 3955967 A (MACNAMARA) 11.05.1976, columna 3, líneas 19-66.	
A	US 3816103 A (LINK, JR. et al.) 11.06.1974, reivindicaciones.	

Categoría de los documentos citados

X: de particular relevancia

Y: de particular relevancia combinado con otro/s de la misma categoría

A: refleja el estado de la técnica

O: referido a divulgación no escrita

P: publicado entre la fecha de prioridad y la de presentación de la solicitud

E: documento anterior, pero publicado después de la fecha de presentación de la solicitud

El presente informe ha sido realizado

☒ para todas las reivindicaciones

☐ para las reivindicaciones nº:

Fecha de realización del informe

09.10.2003

Examinador

J. García-Cernuda Gallardo

Página

1/1