

"Duplex Ni-Cr Steels"



342039

## Memoria descriptiva

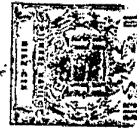
para solicitar PATENTE DE INVENCION por 20 años

a nombre de INTERNATIONAL NICKEL LIMITED

entidad / ~~de nacionalidad~~ británica

con domicilio en Thames House, Millbank, Londres, Inglaterra

por: "PROCEDIMIENTO PARA PRODUCIR UNA MICROESTRUCTURA DE  
GRANO FINO EN UN ACERO" (Clase Internacional C21d)



La presente invención se refiere a aceros que tienen una plasticidad notablemente alta, a temperaturas elevadas, y buenas propiedades para trabajo en caliente.

Las investigaciones de nuevos sistemas de aleaciones han puesto en evidencia recientemente un nuevo fenómeno metalúrgico que ha sido llamado superplasticidad, que se puede definir como la capacidad de un material para presentar cantidades extremadamente grandes de alargamiento cuando son deformados por tensión. Una aleación en estado superplástico, sometida a una tensión de tracción a una velocidad de deformación controlada, puede ser alargado hasta 2, 3 ó incluso 10 veces su longitud original, antes de que se rompa.

Hasta ahora no se ha observado superplasticidad en los aceros, y la presente invención se basa en el descubrimiento de que, en aceros bajos en carbono, de composición adecuada para que tengan a temperatura ambiente una microestructura de dos fases que comprende austenita o martensita en una matriz de ferrita, la plasticidad a alta temperatura puede ser aumentada en notable magnitud, por producción de una estructura de grano ultrafino en el acero forjado. En términos generales, la invención proporciona aceros de esta estructura, en los que el contenido de carbono no es mayor del 0,08%, y el tamaño de grano es tan pequeño que el acero es superplástico. Para los fines de la memoria descriptiva y reivindicaciones, un acero ha de ser considerado superplástico si, cuando es sometido a deformación a velocidad constante de 0,16 a 0,26 cm/cm de distancia inicial entre trazos/min, a una temperatura comprendida entre 870 y 980°C, presenta un alargamiento por tracción al menos



igual al 150%. Para provocar este efecto, el tamaño de grano de cada fase ha de ser el más fino que sea posible producir, y preferiblemente es tal que la trayectoria libre media entre las partículas de austenita o martensita no es mayor de 8 micras. Para mayor ventaja es incluso menor, y no es mayor de 6 micras, y más preferiblemente no es mayor de 3 micras.

Una clase de aceros en los que se puede producir ventajosamente la microestructura ultrafina asociada con las propiedades de superplasticidad, por tratamiento mecánico y térmico, comprende los aceros inoxidable de níquel-cromo que tienen un contenido de níquel relativamente pequeño y un contenido de cromo relativamente elevado, que son ferríticos a temperaturas altas, y que tienen una estructura de dos fases, de ferrita-austenita, a temperaturas inferiores, por encima de la temperatura Ms. En la invención se incluyen tales aceros al níquel-cromo cuando tienen una microestructura ultrafina bifásica, de manera que el acero es superplástico, y contienen de 18 a 35% de cromo, de 2 a 12% de níquel, no más de 0,08% de carbono, de 0 a 1,5% de titanio y de 0 a 1% de vanadio, siendo la cantidad total de titanio y vanadio al menos igual a 4 veces el tanto por ciento de carbono que sobrepase del 0,03%, pero no mayor del 1,5%, de 0 a 1% de manganeso, de 0 a 1% de silicio, de 0 a 3% de molibdeno, de 0 a 2% de cobalto, y de 0 a 2,5% de cobre, siendo todo el resto sustancialmente hierro. Para asegurar que los aceros tienen una microestructura bifásica, el contenido total de cromo y cualquier cantidad de molibdeno presente han de satisfacer las relaciones:

30

$$1,17(\%Ni) + 13,3 \leq \% Cr + \% Mo \leq 3,5 (\% Ni) + 11$$

342039



La ductilidad de estos aceros, excepcionalmente grande cuando son sometidos a deformaciones a una velocidad controlada, a temperaturas comprendidas entre 870 y 980°C, permite que sean deformados en magnitud notablemente grande, aplicando sólo cargas pequeñas. Además, los aceros pueden ser trabajados fácilmente en caliente, por medios usuales tales como laminación en caliente y extrusión, a temperaturas comprendidas en este intervalo, o incluso menores, usando fuerzas comparables a las requeridas para trabajar aceros inoxidables ferríticos.

Otra característica de la invención se basa en el descubrimiento de que los nuevos aceros, de composiciones cuidadosamente controladas dentro del intervalo antes indicado, tienen una notable combinación de propiedades, particularmente después de ser tratados para producir una microestructura de grano extremadamente fino, bifásica, de ferrita-austenita o ferrita-martensita. Entre las propiedades de los nuevos aceros después de tal tratamiento se incluye, además de una plasticidad reforzada y aptitud reforzada para ser trabajados en caliente a temperaturas elevadas, también una gran resistencia (resistencia mecánica), ductilidad, tenacidad, resistencia a la fatiga y resistencia a la corrosión, a las temperaturas ordinarias.

Por tanto, los nuevos aceros presentan ventajas sobre los grados existentes de aceros inoxidables, tanto austeníticos como ferríticos, cada uno de los cuales tiene importantes limitaciones que comprometen a su amplio uso con margen de seguridad.

Así, los grados existentes de aceros inoxidables austeníticos son rígidos durante el trabajo en caliente, y re-

342039



quieren grandes cargas de trabajo y muchos recalentamientos, para ser transformados en artículos. Cuando ya están en forma de artículos, presentan una resistencia mecánica y resistencia a la fatiga relativamente bajas, y están sujetos a picadura y fallo por corrosión bajo tensiones, particularmente en soluciones de cloruro. En general, los aceros inoxidables ferríticos son más fuertes que los aceros austeníticos, aunque no son muy fuertes, y tienen mejor resistencia a la fatiga, pero mala resistencia a la corrosión por picadura y mala resistencia a la corrosión bajo tensiones, en ambientes tales como una solución con borboteo de sulfuro de hidrógeno.

Los nuevos aceros según la invención contienen de 23 a 35% de cromo, y de 4,5 a 12% de níquel, siendo su composición, por lo demás, según se ha indicado antes.

El contenido de cromo y níquel en los aceros es muy importante. Si el contenido de cromo es menor del 23% no son lo bastante tenaces, y para comunicar gran resistencia al agrietamiento por corrosión bajo tensiones, el contenido de cromo debe ser mayor del 24%. Generalmente es innecesario que el contenido de cromo sea mayor del 28%, para obtener la combinación deseada de propiedades, y los contenidos de cromo mayores del 35% conducen a serias desventajas comerciales, entre las que se incluyen una mala superficie del lingote, formación de escorias superficiales de óxido en el aire, coste elevado y la posibilidad de aparición de fragilidad mientras se calienta hasta las temperaturas de trabajo en caliente. Para obtener una tenacidad adecuada ha de haber presente al menos 4,5% de níquel, y el contenido de níquel es ventajosamente igual a al menos 5,2%, para evitar la apa-

342039

rición espontánea de martensita al enfriar hasta la temperatura ambiente desde una temperatura elevada. Para mayor ventaja, el contenido de níquel no es mayor del 8%.

La resistencia y tenacidad de los aceros son afectadas por las proporciones de ferrita y austenita o martensita, y la composición ha de satisfacer también las relaciones:

$$\%Cr + \% Mo \leq 3,5 (\% Ni) + 11$$

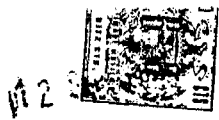
$$y \quad \% Cr + \% Mo \geq 1,17 (\% Ni) + 13,3$$

Si el contenido de níquel es menor del requerido por la primera de estas relaciones, el acero no es lo suficientemente tenaz, y si es mayor que el requerido por la segunda relación, no es lo bastante fuerte.

El control del contenido de carbono es muy importante, y el carbono no ha de exceder del 0,08%, para asegurar una tenacidad adecuada a la temperatura ambiente. Preferiblemente, el contenido de carbono no es mayor del 0,05%, y para asegurar la tenacidad óptima a la temperatura ambiente, y una buena aptitud para ser trabajado en caliente, el contenido de carbono no debe exceder del 0,03%. Si el contenido de carbono es mayor del 0,03%, el acero ha de contener titanio o vanadio, y por tanto la composición ha de satisfacer la relación adicional:

$$\% Ti + \% V \geq 4 (\% C) - 0,03$$

El titanio tiene un efecto adverso sobre la tenacidad. Por tanto, aunque puede haber titanio y vanadio presentes en cantidades totales de hasta 1,5%, cuando el contenido de carbono es igual o menor que 0,03%, el contenido de titanio no debe exceder del 0,3% para el límite superior de carbono del 0,08%, siendo aceptables unas cantidades proporcionalmente mayores de titanio para los menores contenidos de car-



bono. Para fines generales, el contenido de titanio no necesita exceder del 0,7%, y preferiblemente no es mayor del 0,3% para cualquier contenido de carbono, y el contenido de vanadio no necesita exceder del 0,5%, y preferiblemente no es mayor del 0,25%.

El silicio y el manganeso afectan desfavorablemente a la tenacidad, y cuando hay 2% ó más de cobre presente, los contenidos de silicio y manganeso no han de exceder del 0,4% y 0,3%, respectivamente, ya que, de lo contrario, el acero tiende a agrietarse cuando es laminado en caliente.

El acero puede contener agentes desoxidantes residuales, y otros agentes de tratamiento tales como magnesio, circonio, aluminio, cerio, boro y hafnio, añadidos a la masa fundida en cantidades de hasta el 1%. El acero puede contener también las impurezas usuales, aunque los contenidos de fósforo, nitrógeno y azufre deben ser mantenidos lo más bajos que sea posible y consistente con la buena práctica de la fabricación de aceros. La presencia de tales agentes de tratamiento residuales e impurezas no es excluida por la frase "siendo todo el resto sustancialmente hierro".

Al considerar las impurezas, se debe observar que el niobio es un elemento perjudicial, y debe ser excluido lo más posible.

Al enfriar los aceros según la invención, desde una temperatura a la que su estructura es esencialmente ferrítica, por ejemplo 1200°C, hasta una temperatura en la región de dos fases, por encima de la temperatura Ms, el equilibrio de fases entre la austenita y la ferrita sólo es establecido lentamente, de manera que al enfriar rápida-



mente, o enfriar normalmente, hasta tal temperatura, la estructura sigue siendo esencialmente ferrítica. La precipitación de austenita es provocada por exposición a temperaturas moderadamente elevadas, en el intervalo de temperaturas de dos fases, por ejemplo de 760 a 1010°C, y preferiblemente al menos a 815°C durante un tiempo de 20 a 30 min, o más, o por combinación de una exposición a estas temperaturas y elaboración. Después de una exposición prolongada a tales temperaturas de este intervalo, los aceros tendrán generalmente estructuras que contienen de 20 a 80% de austenita, siendo todo el resto sustancialmente ferrita. A bajas temperaturas, la austenita puede ser descompuesta total o principalmente a martensita.

Por tratamiento apropiado, se puede desarrollar la estructura de dos fases de tal forma que las partículas de austenita sean ultrafinas, y la trayectoria transversal libre media entre las partículas de austenita (o martensita) no sea mayor de 8 micras, preferiblemente. Como ya se ha indicado, cuando el acero se encuentra en este estado posee una combinación inigualada de propiedades muy útiles, entre las que se incluye una plasticidad reforzada a temperatura elevada, una resistencia excepcional a la temperatura ambiente, ductilidad, tenacidad, resistencia a la fatiga, resistencia a la corrosión y buena aptitud para ser trabajado en frío y en caliente. De hecho, las fuerzas requeridas para trabajar los aceros en caliente son comparables a las requeridas para deformar plásticamente aceros inoxidable ferríticos, y considerablemente menores que las requeridas para los aceros inoxidable austeníticos. Los aceros pueden también ser trabajados fácilmente en frío, y



pueden ser endurecidos por envejecimiento.

Las propiedades se perfeccionan a medida que la trayectoria libre media se hace más corta, y más preferiblemente ésta no excede de 6 micras, y mejor aún no es mayor de 3 micras.

El pequeño espaciamiento entre partículas, y el tamaño de grano ultrafino de los aceros según la invención, pueden ser producidos ventajosamente por un procedimiento que comprende una combinación de tratamiento térmico y deformación plástica, que constituye el objeto de la solicitud de patente nº . En este procedimiento se hace uso del hecho, ya conocido, de que un acero que es deformado plásticamente recrystaliza cuando es calentado hasta o por encima de una temperatura que depende de su composición, y también, en parte, de la cantidad de deformación plástica. La temperatura más baja a que empieza la recrystalización es conocida corrientemente como temperatura de recrystalización. En el tratamiento de los aceros, en la invención, la precipitación de la austenita es provocada en el acero deformado plásticamente por encima de la temperatura de recrystalización, de manera que la recrystalización de la ferrita tiene lugar con precipitación de la austenita. Por tanto, en términos generales, el tratamiento comprende deformar plásticamente, dentro de la región de temperaturas de dos fases, unos aceros que tienen una estructura de solución sólida de ferrita, que contienen austenita precipitable, y calentarlos dentro de la región de temperaturas de dos fases, durante o después de la deformación, para provocar la recrystalización de la ferrita con precipitación de austenita. Se halla que la recrystalización



zación del material deformado plásticamente asegura la formación de granos finos, mientras la precipitación de la austenita bloquea el crecimiento de grano a la temperatura de precipitación, contribuyendo ambas cosas a la producción y conservación de una fina estructura bifásica. La duración del calentamiento en la región de dos fases, requerido para precipitar la austenita, variará con la historia previa térmica y de deformación del material, pero en general será de unos pocos minutos a varias horas.

El tratamiento se puede efectuar de diversas formas. Así, después de calentar el acero para disolver al menos parte de la austenita, para formar la solución sólida de ferrita, el acero puede ser enfriado desde la temperatura de la solución con la rapidez suficiente para conservar en solución a la austenita disuelta; trabajado en frío para efectuar la deformación plástica; y calentado nuevamente para recristalizarlo y precipitar la austenita.

En el caso de los nuevos aceros de la invención que no han sido trabajados previamente en la región de dos fases, la aproximación al equilibrio de fases es tan lenta que precipitará poca o ninguna austenita durante el enfriamiento desde el calentamiento de la solución, a no ser que la velocidad de enfriamiento sea extremadamente lenta.

El enfriamiento desde la temperatura de solución puede estar acompañado por deformación plástica, por ejemplo por trabajo en caliente del acero, desde la temperatura de solución hasta descender a una temperatura en la región de dos fases, deformándolo plásticamente de nuevo en esta región, y calentando para provocar la recristalización y precipitación de la austenita.



Se apreciará que aunque las temperaturas altas, por encima de la región de dos fases, por ejemplo a aproximadamente 1200°C, son empleadas ventajosamente para calentar lingotes del acero antes de romperlos inicialmente, no deben ser recalentados a tales temperaturas después de haber sido enfriados desde la temperatura de calentamiento de solución, o tratados subsiguientemente para desarrollar una estructura de grano fino, dado que éllo haría que se disolviese nuevamente algo o toda la austenita precipitada, haciendo basta a la ferrita. En términos generales, los nuevos aceros de la invención no deben ser recalentados, por tanto, por encima de 1010°C durante o después del tratamiento subsiguiente a la etapa de enfriamiento.

Para obtener la microestructura más fina en los aceros, el calentamiento en solución se debe efectuar de manera que se disuelva lo más posible, y preferiblemente toda o sustancialmente toda la austenita inicialmente presente en el acero, ya que las partículas de austenita no disueltas tienden a ser relativamente bastas. La microestructura obtenida cuando toda la austenita ha sido disuelta y reprecipitada durante la recristalización, es sustancialmente equiaxial, y las propiedades del acero forjado son isotropas. La finura de la estructura producida depende también del grado de deformación plástica, y ésta debe ascender a una reducción del 20%, al menos, y preferiblemente del 50% ó más, del área de la sección transversal. También es ventajoso efectuar la deformación por trabajo en frío. Se pueden obtener microestructuras extremadamente finas, por ejemplo con un espaciamiento entre partículas adyacentes de austenita igual a 3 micras, o menos, por una combinación

de calentamiento y trabajo en caliente dentro de la región de temperaturas de dos fases, reducción en frío, y nuevo calentamiento y trabajo en caliente dentro de la región de dos fases.

5           Se prefiere producir los nuevos aceros por fusión bajo vacío, dado que entonces es innecesario añadir silicio y manganeso para desoxidar, y se pueden mantener muy bajos los contenidos de carbono, oxígeno, nitrógeno, hidrógeno, azufre, fósforo y otros elementos que perjudican a la resistencia de los aceros al impacto. Sin embargo, se pueden  
10           usar técnicas de fusión al aire, con ventaja económica, para producir aceros que tienen excelentes propiedades, incluso con contenidos de carbono del 0,05% y menos, cuando se añade uno de los elementos titanio y vanadio, o ambos,  
15           para combinar con el carbono.

          Aceros del tipo a que se refiere el invento fueron calentados en forma de lingote hasta 1205°C, para disolver la austenita, de manera que el acero era esencialmente totalmente ferrítico. Una primera estructura resultante fué  
20           producida rompiendo inicialmente el lingote, desde la temperatura de 1205°C, por forjado, y laminado luego en caliente desde una temperatura de partida igual a 925°C, en la región de dos fases. Una segunda estructura de acero fué producida de forma similar, salvo en que el acero fué  
25           trabajado en frío entre el forjado y la laminación en caliente. Ambas microestructuras son extremadamente finas, siendo las trayectorias libres medias iguales a 3,8 micras y 2,4 micras, respectivamente, y puede verse que el acero trabajado en frío tiene una microestructura notablemente  
30           más fina.

342039

La estructura de un acero para el cual el calentamiento a la temperatura inicial de forjado de 1205°C no fué adecuado para disolver la austenita, es diferente. El -  
acero fué forjado desde esta temperatura, acabando en la  
5 región de dos fases, a aproximadamente 925°C, y luego fué calentado nuevamente hasta 1040°C y laminado en caliente desde esta temperatura en la región de dos fases, y final-  
mente fué recocido a 925°C durante 1 hora, de nuevo en la  
región de dos fases. La estructura del mismo acero después  
10 de un tratamiento similar, salvo en que, después de haber sido laminado en caliente, fué trabajado en frío, para -  
dar una reducción del 50%, y fué recocido durante 1 hora a 925°C, es diferente. Aunque el trabajado en frío produ-  
jo algo de refinamiento del grano, la austenita, en todos  
15 los casos, está sustancialmente toda en forma de vetas de austenita primaria no disuelta, y ninguna de estas estruc-  
turas es según la presente invención.

Se produce una estructura diferente cuando una parte de la austenita primaria es disuelta y reprecipitada, es-  
tando la austenita precipitada en forma de islas entre -  
20 las partículas alargadas de austenita primaria. Esta estructura fué producida calentando hasta uniformidad de temperatura un lingote del acero durante 1 hora a 1205°C, y laminando en caliente para formar chapa de 25,4 mm de es-  
pesor, que fué calentada nuevamente hasta 925°C, laminada  
25 en caliente hasta 16 mm de espesor, y recocida durante 1 hora a 925°C. El calentamiento inicial a 1205°C hasta uni-  
formidad de temperatura fué insuficiente para disolver to-  
da la austenita. Una estructura distinta es el resultado  
30 de calentar un acero de composición similar hasta 1260°C,

342039

de manera que sustancialmente toda la austenita fué disuel  
ta antes de reducir el acero a fleje de 7,6 mm de espesor,  
por forjado desde 1260°C y laminación en caliente, con -  
recocidos intermedios a 925°C. La austenita fué precipi-  
5 tada nuevamente durante la laminación en caliente y el re-  
cocido, siendo 6,85 micras la trayectoria libre media de  
la austenita en esta estructura. Este acero tiene una es-  
tructura sustancialmente exenta de partículas alargadas  
de austenita.

10 Cuando los aceros tienen una microestructura de dos  
fases, de granó muy fino, en la que el tamaño de los espa-  
cios entre partículas no excede de 8 micras, se caracteri-  
zan por su plasticidad excepcionalmente grande, a tempera-  
turas de 870 a 980°C, como lo muestra una ductilidad del  
15 150% ó más, a una velocidad de deformación de 0,16 a 0,26  
cm/cm/min, medida en el ensayo de tracción de poco tiempo,  
y a estas temperaturas sólo requerén unas cargas excepcio-  
nalmente pequeñas para conseguir grandes deformaciones.  
Además, los aceros pueden ser trabajados fácilmente en ca-  
20 liente, tal como por laminación o extrusión, a las mismas  
temperaturas, o menores. Además, en el estrado trabajado  
en caliente, presentan también unas combinaciones excep-  
cionales de resistencia a la tracción a temperatura ambien-  
te (63 a 88 kg/mm<sup>2</sup>); límite aparente de elasticidad con  
25 deformación remanente del 0,2% (40 a 55 kg/mm<sup>2</sup>), ductili-  
dad (alargamiento del 25 al 45%), tenacidad (energía de  
impacto Charpy con muesca en V de hasta 13 kg.m/cm<sup>2</sup> y ma-  
yor), y fatiga (límite de resistencia a la fatiga de, por  
ejemplo, 40 a 55 kg/mm<sup>2</sup>, a 10<sup>7</sup> ciclos). El trabajado en  
30 frío, por ejemplo por laminación o estiramiento de alambre,

342039

es efectuado fácilmente, y conduce a resistencias a la tracción de hasta  $245 \text{ kg/mm}^2$  ó más, en alambre de 0,25 mm de diámetro, y hasta  $130 \text{ kg/mm}^2$  ó más en chapa de 1,2 mm de espesor. Estos aceros pueden ser también endurecidos por envejecimiento, hasta gran dureza, aproximadamente de 45 a 50 unidades Rockwell "C", y, por tanto, hasta la gran resistencia correspondiente, conservando la útil ductilidad.

En la tabla 1 se presentan ejemplos de la composición de 51 aceros según la invención.

342039



TABLA 1

Acero nº	C, %	Cr, %	Ni, %	Ti, %	Otros, %
	0,02	30	6	0,6	
	0,02	25	6	0,6	
	0,009	25,5	6,05	0,59	
	0,008	25,6	5,2	0,63	
5	0,012	25,2	7,0	0,61	
	0,011	29,4	6,2	0,61	
	0,009	29,6	7,2	0,62	
	0,010	29,4	8,9	0,60	
	0,007	25,7	8,6	0,56	
	0,008	25,6	6,1	0,23	
	0,005	25,5	6,1	< 0,10	
	0,05	35	10	0,62	
	0,021	25	6	0,6	
	0,014	25,4	6,1	< 0,01	
	0,02	25,9	6,1	< 0,01	
10	0,05	25,5	6,0	0,08	
	0,046	25,7	6,0	0,17	
	0,047	25,3	6,0	0,32	
	0,010	27,4	6,8	0,57	
	0,013	28,0	7,2	0,59	
	0,012	29,8	7,6	0,59	
	0,08	25,9	6,0	0,16	
	0,07	25,6	5,9	0,32	
	0,022	23,5	5,2	0,57	
	0,030	24	5,6	0,58	
15	0,034	26,0	6,1	0,14	
	0,044	25,8	7,1	0,64	
	0,043	25,6	8,1	0,53	
	0,041	25,4	9,0	0,63	
	0,039	26,2	10,2	0,55	
	0,013	24,5	5,7	< 0,01	1 Mo
	0,006	24,0	5,6	< 0,01	2 Mo
	0,004	23,5	5,7	< 0,01	3 Mo
	0,056	26,0	7,05	--	0,13' V
	0,044	24,8	5,9	0,57	
20	0,048	25,4	6,9	0,59	
	0,049	25,3	6,0	0,62	
	0,043	25,4	6,9	0,61	
	0,039	25,6	5,9	0,17	
	0,043	25,3	7,0	0,15	
	0,048	25,7	6,0	0,15	
	0,043	25,5	7,0	0,16	
	0,022	25,0	6,40	0,30	
	0,020	25,2	7,20	0,30	
	0,020	25,95	6,20	0,29	
25	0,023	26,03	7,15	0,29	
	0,021	25,3	6,20	0,28	
	0,021	25,2	6,20	0,30	
	0,022	25,4	6,20	0,29	
	0,022	25,3	6,10	0,29	
	0,025	25,3	6,10	0,29	

342039



Todos los aceros de la tabla 1 contenían pequeñas cantidades residuales de aluminio (0,02 a 0,06%). Los aceros 1 a 26 y 32 a 35 fueron fundidos bajo vacío partiendo de materiales vírgenes, y los contenidos de silicio y manganeso estaban comprendidos entre 0,01 y 0,04%. Los aceros 27 a 31 fueron fundidos al aire. No se hicieron adiciones intencionadas de manganeso ni silicio al acero nº 27, pero los aceros nº 28 a 31 y 35 contenían de 0,3 a 0,4% de manganeso y de 0,45 a 0,6% de silicio. Los aceros nº 36 a 52 fueron fundidos bajo vacío, y contenían de 0,1 a 0,35% de manganeso y de 0,15 a 0,5% de silicio.

A continuación se presentan algunos ejemplos.

#### Ejemplo 1

En este ejemplo se ilustra el notable alargamiento superplástico a temperaturas elevadas, de aceros que tienen microestructuras ultrafinas. Las probetas de aceros nº 1, 2 y 12, que habían sido trabajados en caliente desde 1205°C, fueron sometidas a ensayo de tracción, a temperaturas en la región de dos fases, algunas sin más tratamiento mecánico, y algunas después de haber sido reducidas más, en un 64%, por trabajado en frío. En todos los casos, la probeta fué calentada durante aproximadamente 20 min a la temperatura del ensayo, antes de comenzar el ensayo, y durante dicho calentamiento tuvo lugar la precipitación de austenita de la ferrita. Los resultados se muestran en la tabla 2, en la que también se muestra el alargamiento superplástico aumentado que es resultado de trabajar en frío los aceros, antes de la recristalización y precipitación de la austenita.

342039



TABLA 2

Acero nº	Estado inicial	Temp. de ensayo, °C	Carga de rotura por tracción, kg/mm <sup>2</sup>	Alargamiento, %	Distancia entre trazos, mm	Velocidad de deformación, cm/cm/min	
5	1	Trabajado en caliente desde 1205°C, y trabajado luego en frío, 64%	870	8,3	300	19	0,266
	1		925	5,9	200	19	0,266
	1		1010	3,7	200	19	0,266
	2		870	7,4	433	19	0,266
	2		925	5,3	600	19	0,266
	2		1010	3,8	500	19	0,266
10	1	Según fué trabajado en caliente desde 1205°C	870	7,4	160	32	0,160
	1		925	4,9	208	32	0,160
	2		870	7,6	304	32	0,160
	2		925	5,1	304	32	0,160
12		Según fué trabajado en caliente desde 1205°C	1010	4,1	460	32	0,16

15

342039

2 SEP



Ejemplo 2

Un lingote de 10 x 10 cm de acero nº 13 fué calentado a 1205°C durante 1 hora, y forjado hasta formar una barra de 5 x 7,5 cm. La barra forjada fué calentada a 1205°C y laminada en caliente hasta formar chapa de 2,5 cm de espesor. La chapa resultante fué calentada nuevamente hasta 925°C y laminada en caliente hasta formar chapa de 16 mm, en un solo paso, estando sometida, por tanto, a una importante deformación plástica en la región de dos fases.

10

Ejemplo 3

Un lingote de 10 x 10 cm de acero nº 3 fué calentado a 1205°C durante 1 hora, y forjado en caliente hasta formar barra de 5 x 5 cm. La barra fué calentada nuevamente hasta 925°C y laminada en caliente, formando un cuadrado de 16 mm.

15

Ejemplo 4

Unas barras de 5 x 5 cm, de aceros nº 1 y 2, hechas por forjado en caliente de lingotes de 10 x 10 cm que habían sido calentados a 1205°C durante 1 hora, fueron calentadas a 1205°C y laminadas en caliente hasta formar un cuadrado de 16 mm, volviéndose a calentar hasta 925°C, a laminar en caliente hasta formar fleje de 6 mm, y finalmente parte del fleje fué laminado en frío hasta 1,2 mm.

20

25

Las propiedades mecánicas de los productos de los ejemplos 2, 3 y 4 se presentan en la tabla 3.

342039

TABLA 3



Ace ro nº	Tratamiento	Forma del ma terial	Límite aparen- te de elasti- cidad con de- formación remanente del 0,2%, kg/mm <sup>2</sup>	Resis- tencia a la trac- ción, kg/mm <sup>2</sup>	Alar- ga- mien- to, %	Reduc- ción del área, %	Charpy, muesca en V, kg.m/ cm <sup>2</sup>
5	13	Laminado en Chapa	60,5	74,4	27,0	61,5	13,0
		caliente des transversal					
		de 925°C de 16 mm					
10	3	Laminado en Chapa	60,8	72,9	29,0	68,0	13,0
		caliente des Barra de					
15	1	Laminado en Barra de	122,1	129,0	5,0	---	---
		caliente des de 925°C +					
		reducción del 80% en Fleje de					
15	2	Laminado en Fleje de	176,0	130,0	5,5	---	---
		caliente des de 925°C +					
		reducción del 80% en Fleje de					
20	1	Laminado en Fleje de	72,7	83,3	19,0	57,0	---
		caliente des de 925°C +					
		reducción del 80% en Fleje de					
20	2	Laminado en Fleje de	49,9	74,5	27,0	57,0	---
		caliente des de 925°C +					
		reducción del 80% en Fleje de					
25	1	Laminado en Fleje de	177,0	180,2	7,0	15,5	---
		caliente des de 925°C +					
		reducción del 80% en Fleje de					
25	2	Laminado en Fleje de	167,1	171,2	6,0	22,5	---
		caliente des de 925°C +					
		reducción del 80% en Fleje de					
8	8	Laminado en Fleje de	---	---	---	---	---
		caliente des de 925°C +					
8	8	Laminado en Fleje de	---	---	---	---	---
		caliente des de 925°C +					

342039



En esta tabla, la resistencia de los aceros tal como son laminados en caliente, después de sólo un simple método de trabajado y tratamiento térmico, fué superior a la de la mayoría de los otros aceros inoxidable. Además, los resultados de los ensayos con el acero nº 13, que tenía una estructura de grano ultrafino similar a la que se muestra en la fig. 1A, muestran que las propiedades de este material después de ser laminado en caliente son sustancialmente isótropas.

10 En esta tabla se ilustra también la respuesta de los aceros de la invención al envejecimiento a aproximadamente 480°C.

En la tabla 4 se exponen las propiedades de otros aceros. Cada uno de ellos fué producido en forma de lingotes de 10 x 10 cm de sección transversal, que fueron calentados a 1205°C (excepto el nº 35, que fué calentado a 1260°C), laminados hasta chapa de 7,5 x 7,5 cm, y luego de 2,5 cm, y acabados a de 980 a 1040°C. Las chapas fueron calentadas nuevamente a 925°C y laminadas nuevamente hasta un espesor de 16 mm, en un solo paso.

20 El material de chapa fué ensayado sin más tratamiento, y la analogía de las resistencias al impacto en las probetas transversales y longitudinales indica que la chapa, según fué laminada, era sustancialmente isótropa.

25

342039

TABLA 4



Ace- ro nº	Límite elás- tico, kg/mm <sup>2</sup>	Resisten- cia a la tracción, kg/mm <sup>2</sup>	Alar- ga- mien- to, %	Reduc- ción del área, %	Charpy, muesca en V		
					Probeta lon- gitudinal, kg·m/cm <sup>2</sup>	Probeta trans- versal, kg·m/cm <sup>2</sup>	
5	4	62	65,4	18	44	9,2	9,9
	5	63	73,8	27	65	11,1	13,3
	6	69	75,9	20	52	8,6	7,8
	7	78	84,4	20	57	6,9	6,9
	8	77	88,6	22	58	7,6	7,4
	9	40,3	65,9	38	73	-	26,9
	10	54,8	66,8	28	64	5,7	6,0
	11	55,5	65,4	27	65	8,6	8,8
	20*	51,6	70,0	30	67,7	-	17,8
	21*	53,9	72,7	30	66,5	-	15,6
	10	22*	56,2	74,7	30	66,5	-
35**		47,0	71,3	33	64	-	11,2
35***		50,8	73,0	29	62	-	8,2

\* Recocido a 925°C durante 1 hora, enfriado al aire  
 \*\* Recocido a 815°C durante 1 hora, enfriado al aire

15 Unas porciones de la chapa de aceros nº 4 y 11 fueron laminadas en caliente hasta formar varilla de 16 mm de diámetro, que fué recocida a 925°C y luego laminada en frío hasta 2,8 mm de diámetro, y recocida de nuevo a 925°C durante media hora. El material tenía entonces una microestructura forjada bifásica de ferrita-austenita que contenía finas partículas de austenita finamente dispersadas. Luego fué

20 estirado en frío hasta formar alambre de 0,5 y 0,25 mm de diámetro (reducción en frío de aproximadamente 99%), sin recocido intermedio. Los resultados de los ensayos de

25 tracción sobre unas porciones del alambre de cada diámetro se presentan en la tabla 5.

342039

TABLA 5



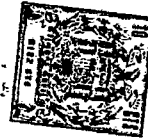
	<u>Acero nº</u>	<u>Límite elástico,</u> <u>kg/mm<sup>2</sup>, 0,5 mm</u>	<u>Límite elástico,</u> <u>kg/mm<sup>2</sup>, 0,25 mm</u>
	4	155	196
5	5	174	217
	6	144	193
	7	156	209
	8	175	215
	10	170	215
10	11	177	226

El alambre pudo ser doblado y enrollado alrededor de su propio diámetro sin que se rompiera, y en el punto de rotura en el ensayo de tracción tuvo lugar una reducción apreciable del área, lo que indica que se podría haber dado al material una cantidad incluso mayor de trabajo en frío.

La muy fina microestructura de los aceros está asociada con un límite de resistencia a la fatiga muy alto para  $10^7$  ciclos, en ensayos de fatiga en viga rotativa.

Los aceros conocidos con 15% de cromo, 25% de cromo-20% de níquel, 18% de cromo-8% de níquel, y 18% de cromo-10% de níquel, tenían límites de resistencia a la fatiga mucho menores, tanto en valor absoluto como en proporción a sus resistencias a la tracción.

Los aceros de la invención que contienen al menos 23% de cromo tienen muy buena resistencia a la corrosión, y al agrietamiento por corrosión bajo tensiones. Por ejemplo, unas probetas dobladas en U, sometidas a tensión, de los aceros nº 2, 4, 5 y 11, en el estado resultante de la-



minación en caliente desde 925°C, no se agrietaron por exposición durante 30 días a una solución acuosa hirviendo de 42% en peso de cloruro de magnesio, o por exposición durante 45 días a una solución acuosa que contenía 0,5% de ácido acético y 3,5% de cloruro sódico, saturada con sulfuro de hidrógeno, a 30°C. Los aceros nº 1 y 2 tampoco se agrietaron por inmersión parcial en una solución de cloruro sódico al 20%, a 82°C, durante 28 días. El acero inoxidable ordinario con 18% de cromo-10% de níquel falla en este último ensayo al cabo de solamente unos pocos días.

Unas chapas de aceros nº 13 y 27, hechas por laminación en caliente desde 1205°C, recociendo luego parcialmente a 925°C y laminando parcialmente en caliente desde 925°C, fueron soldadas satisfactoriamente al arco, usando electrodos revestidos de fundente, y con un alambre análogo de aporte por las técnicas de metal-gas inerte y wolframio-gas inerte.

Los efectos de variar los contenidos de níquel, cromo y titanio en los nuevos aceros se muestran por los resultados de ensayos expuestos en la tabla 6, en la que también se pone en evidencia la importancia de disolver inicialmente toda o sustancialmente toda la austenita, para obtener la microestructura más fina posible, si se desean obtener las mejores propiedades. Unos lingotes de cada uno de los aceros fueron calentados hasta uniformidad de temperatura, durante 1 hora, a 1205°C, y laminados desde esta temperatura, formando chapas de 2,5 cm de espesor, que fueron calentadas nuevamente a 925°C y laminadas en un solo paso hasta chapa de 16 mm de espesor. Los ensayos fueron efectuados con probetas hechas de piezas cortadas transversalmente de esta



chapa, recocidas durante 1 hora a 925°C y enfriadas al aire. En la última columna de la tabla se muestra el tanto por ciento en volumen de austenita contenida en las piezas recocidas de los aceros nº 36 a 47.

5

TABLA 6

Ace- ro nº	Propiedades de tracción				Ener- gía de im- pacto Charpy con muesca en V, kg.m/cm <sup>2</sup>	Tensión % en de fati volu- ga a men- 10 <sup>7</sup> do ciclos, aus- teniti- ca	
	Límite apa- rente de e- lasticidad con deforma- ción rema- nente del 0,2%, kg/mm <sup>2</sup>	Resisten- cia a la tracción, kg/mm <sup>2</sup>	Alar- ga- mien- to, %	Reduc- ción del área, %			
36	51,5	67,6	28,0	65,0	8,5	43,9	44
37	47,6	68,1	34,0	67,0	10,4	42,5	48
38	52,6	68,3	30,0	65,5	6,2	41,0	40
15 39	51,5	69,9	31,0	66,0	12,3	45,4	44
40	48,9	68,9	38,0	66,0	11,2	46,5	49
41	47,5	69,6	35,0	71,0	12,3	45,2	55
42	50,8	71,0	32,0	60,5	9,2	44,0	38
43	46,1	70,0	37,0	67,5	11,3	45,5	53
44	50,3	68,1	33,0	72,5	8,9	44,2	40
45	41,8	68,0	39,0	70,5	15,7	42,5	45
20 46	52,2	69,0	26,0	67,5	8,2	41,4	31
47	49,8	69,7	32,0	69,5	12,5	41,8	53
48	48,9	68,1	31,0	67,0	9,1	44,9	-
49	50,8	69,0	28,0	66,0	11,1	43,2	-
50	49,1	68,3	35,0	71,5	11,4	42,7	-
51	50,4	69,2	31,0	68,0	9,7	41,5	-
25 52	49,6	68,3	31,0	76,0	8,0	44,4	-

La comparación de los resultados obtenidos con los aceros nº 36 a 39 y los obtenidos con los aceros nº 40 a 43 muestra que el mayor contenido de titanio en el primero

8.9.67.

de los grupos tendió a reducir la resistencia al impacto y a aumentar el límite elástico, y que este efecto del titanio fué contrarrestado por el aumento del níquel. La comparación de las propiedades obtenidas en los aceros

5 n° 44 a 47 muestra que se obtuvieron mayores límites elásticos y menores valores de impacto a mayor contenido de cromo y menor de níquel. Si se representan gráficamente los valores del límite elástico de los aceros n° 36 a 44, 46 y 47, frente al contenido de austenita en estos aceros,

10 se obtiene una banda de 4,9 kg/mm<sup>2</sup> de anchura en el límite elástico, y de 17% en volumen de anchura en el contenido de austenita, que relaciona al límite elástico con el contenido de austenita. El límite elástico del acero n° 45 se encuentra por debajo de esta banda. Se halló que

15 en la microestructura de este acero la austenita estaba en forma de alineaciones alargadas. Esto indica que no se disolvió la austenita suficiente durante el calentamiento a 1205°C. La austenita de los aceros n° 36 a 39, 44 y 46, estaba en forma precipitada, y la de los aceros n° 40 a

20 43 y 47 estaba parcialmente sin disolver y parcialmente precipitada. Todos estos aceros tenían estructuras materialmente más finas que la del acero n° 45.

Los aceros n° 48, 52 y 49, respectivamente, contenían 0,006%, 0,006% y 0,011% de fósforo, y los n° 50, 51 y 52,

25 respectivamente, contenían 0,0076%, 0,011% y 0,0095% de azufre. Los resultados obtenidos con estos aceros muestran que estas cantidades de azufre y fósforo no afectaron de forma adversa a sus propiedades.

Para ejemplificar las propiedades obtenidas cuando se

30

342039



hizo a gran escala una composición de acero preferido, e  
 ilustrar los efectos de variar las condiciones del procedi-  
 miento, se hicieron dos coladas de 545 kg, con una composi-  
 ción nominal de 6,5% de níquel, 26% de cromo, 0,2% de tita-  
 5 nio, hasta 0,05% de carbono, siendo el resto hierro, con  
 unos límites nominales de impurezas iguales a 0,5% máx. de  
 silicio, 0,5% máx. de manganeso, 0,025% máx. de fósforo y  
 0,025% de azufre, por fusión al aire en un horno de induc-  
 ción. La composición de estas coladas fué la siguiente,  
 10 siendo el resto hierro en todos los casos.

Ace ro nº	C, %	Mn, %	Si, %	Cr, %	Ni, %	Ti, %	Al, %	P, %	S, %
53	0,022	0,48	0,65	25,5	6,05	0,23	0,012	0,014	0,003
15 54	0,022	0,33	0,58	26,9	6,1	0,24	0,017	0,011	0,012

El acero nº 53 contenía 73 ppm (partes por millón) de oxí-  
 geno, 2,5 ppm de hidrógeno y 125 ppm de nitrógeno, y el  
 20 acero nº 54 contenía 198 ppm de oxígeno, 4,4 ppm de hidró-  
 geno y 189 ppm de nitrógeno.

El lingote de acero nº 53 fué calentado a 1175°C, for-  
 jado hasta formar una sección cuadrada de 15 cm, calentado  
 nuevamente a 1260°C, y laminado hasta formar una sección  
 25 de 10 x 2,5 cm, y calentado de nuevo a 925°C y laminado  
 hasta 10 x 1,6 cm. Después de recocer una porción de la  
 chapa de 1,6 cm a 925°C, tenía las siguientes propiedades:

342039



	Límite elástico transversal (deformación remanente del 0,2%)	48,5 kg/mm <sup>2</sup>
	Resistencia a la tracción	70,3 kg/mm <sup>2</sup>
	Alargamiento	32%
5	Reducción del área	68%
	Resistencia al impacto (Charpy, muesca en V)	11,6 kg.m/cm <sup>2</sup>
	Resistencia a la fatiga en viga rotativa (10 <sup>7</sup> ciclos)	43,0 kg/mm <sup>2</sup>

10 Otra porción de la chapa fué recocida a 1230°C durante 30 min, y enfriada rápidamente con agua, cuando tenía una estructura de grano basto, completamente ferrítica. En este estado, su resistencia a la tracción fué igual a solamente 63,6 kg/mm<sup>2</sup>, y su resistencia a la fatiga fué de 28 a 32 kg/mm<sup>2</sup>, es decir, menos de la mitad de la resistencia a la tracción.

15 Otra porción de la chapa de 1,6 cm fué recocida durante 1 hora a 925°C, enfriada al aire y trabajada en frío para producir una reducción de espesor del 80%. Unas partes de la hoja resultante fueron calentadas de nuevo durante 1 hora a 925°C, y trabajadas en frío de nuevo, para reducir el espesor en magnitud de 10 a 40%. Las propiedades de todos estos materiales laminados en frío, después de diversos tratamientos térmicos, se presentan en la tabla 7.

25

342039

TABLA 7



%	de re- duc- ción	Estado	Límite apa-	Resisten-	Alarga-	
			rente de e- lasticidad con deforma- ción rema- nente del 0,2%, kg/mm <sup>2</sup>	cia a la tracción, kg/mm <sup>2</sup>	miento, %	
5	10	Laminado en frío	68,8	79,0	15,0	
		1 hora a 870°C, enfria- do al aire	47,2	68,3	31,0	
		1 hora a 925°C, enfria- do al aire	48,3	68,3	34,0	
	10	1 hora a 925°C, enfria- do al aire + 16 horas a 480°C	72,7	94,6	24,0	
		16 horas a 480°C	95,6	107	16,0	
		20	Laminado en frío	84,0	91,4	11,0
	15	20	1 hora a 870°C, enfria- do al aire	45,4	66,9	36,0
			1 hora a 925°C, enfria- do al aire	44,7	66,0	35,0
			1 hora a 925°C, enfria- do al aire + 16 horas a 480°C	67,4	94,6	25,0
		40	16 horas a 480°C	113	120	15,0
			Laminado en frío	95,5	101	7,0
			1 hora a 870°C, enfria- do al aire	45,8	66,6	35,0
20	40	1 hora a 925°C, enfriado al aire	44,4	64,8	33,0	
		1 hora a 925°C, enfriado al aire + 16 horas a 480°C	71,3	94,3	25,0	
		16 horas a 480°C	127	133	10,0	
	80	Laminado en frío	112	125	6,0	
		1 hora a 870°C, enfriado al aire	46,6	68,5	36,0	
		1 hora a 925°C, enfriado al aire	47,8	67,4	35,0	
		1 hora a 925°C, enfriado al aire + 16 horas a 480°C	66,7	94,6	24,0	
		16 horas a 480°C	146	156	4,0	
		25				

El lingote de acero nº 54 fué calentado durante 1 hora a 1260°C y reducido a chapa de 16 mm, por las etapas de procedimiento usadas para el acero nº 53, y una parte de la

chapa resultante fué laminada nuevamente en caliente, hasta formar fleje de 7,6 mm de espesor. Las propiedades de estos productos, después de recocer a diversas temperaturas, enfriar al aire (EA) y enfriar rápidamente con agua (ERA), se exponen en la tabla 8.

TABLA 8

Chapa de 16 mm laminada en caliente

10	Temperatura de recocido	Límite de elasticidad con deformación permanente	Resistencia a la tracción, kg/mm <sup>2</sup>	Alargamiento, %	Reducción del área, %	Resistencia al impacto a temp. ambiente (Charpy, muesca en V), kg.m/cm <sup>2</sup>
	815 (EA)	52,9	70,5	30,0	63,0	11,3
	925 (EA)	51,9	69,7	30,0	63,0	11,5
15	1010 (EA)	48,9	68,1	29,0	58,5	10,3
	1040 (EA)	50,6	66,8	29,0	62,0	8,9
	<u>Fleje de 7,6 mm laminado en caliente</u>					
	815 (EA)	57,3	76,2	33,0	63,0	
	815 (EAR)	51,9	70,7	35,0	64,0	
20	925 (EA)	53,0	72,6	35,0	58,0	
	925 (EAR)	49,7	68,8	36,0	60,0	

La distancia media entre las partículas de austanita, en el fleje de 16 mm de espesor, laminado en caliente, era de 10,4 micras, mientras que en el fleje de 7,6 mm de espesor era de 6,85 micras.

El acero n° 54, en forma de barra de 16 mm de diámetro, laminada en caliente, recocida a 925°C, tenía una resistencia al impacto (Charpy, muesca en V), a temperatura ambiente, igual a 41,5 kg.m/cm<sup>2</sup>, e igual a 26,8 kg.m/cm<sup>2</sup> a

**342039**

75°C.

La importancia de controlar la composición de los nuevos aceros de la invención dentro de los intervalos indicados, se muestra por los resultados de ensayos sobre 15 aceros de otras composiciones expuestas en la tabla 9.

TABLA 9

Acero nº	C, %	Cr, %	Ni, %	Ti, %	Al, %
A	0,084	25,7	6,1	0,01	0,055
B	0,14	25,7	6,0	0,01	0,036
10 C	0,078	25,6	5,8	0,65	0,035
D	0,008	18	2	0,6	0,041
E	0,010	18	3	0,6	0,034
F	0,014	18	4	0,6	0,036
G	0,016	18	5	0,6	0,05
15 H	0,018	19,5	3,6	0,6	0,03
I	0,016	20,6	4	0,58	0,03
J	0,030	21	4,4	0,62	0,03
K	0,019	22,6	4,8	0,6	0,03
L	0,007	25	4	0,6	0,03
20 M	0,12	25	6	0,68	0,03
AA	0,046	25,7	6,0	0,01	0,034
BB	0,056	25,5	6,1	0,04	0,037

25 Cada uno de estos aceros fué laminado en caliente hasta formar chapa de 16 mm de espesor, por un procedimiento similar al usado para producir los materiales relacionados en la tabla 4. Los resultados de los ensayos de tracción e impacto se presentan en la tabla 10.

30

342039



TABLA 10

Ace- ro nº	Límite aparen- te de elásti- cidad con de- formación re- manente del 0,2%, kg/mm <sup>2</sup>	Resisten- cia a la tracción, kg/mm <sup>2</sup>	Alar- ga- ción mien- to, %	Reduc- ción del área, %	Charpy, muesca en V, kg·m/cm <sup>2</sup>		
					long.	transv.	
5	A	45,0	67,5	34	60	--	10,7
	B	47,1	69,6	35	58	--	7,5
	C	52,0	68,9	27	58	--	3,7
	D	40,8	48,5	33	74	1,2	1,4
10	E	45,7	53,4	30	73	1,9	2,3
	F	61,9	71,7	22	70	1,9	2,6
	H	--	--	--	--	--	2,6
	I	--	--	--	--	--	2,3
	J	--	--	--	--	--	2,9
15	K	--	--	--	--	--	3,1
	L	57,0	60,5	16	37	2,8	4,2

El material de los aceros D, E, F y L fué estirado de la  
misma forma descrita en relación a la tabla 5, para formar  
alambre de 0,5 y 0,25 mm de espesor. Los resultados de los  
ensayos de tracción en estos alambres se exponen en la ta-  
bla 11.

25

TABLA 11

Ace- ro nº	Resistencia a la tracción, kg/mm <sup>2</sup> , diámetro 0,5 mm	Resistencia a la tracción kg/mm <sup>2</sup> , diámetro 0,25 mm
D	108	142
E	159	267
F	159	210
L	133	184

30



Todos los aceros de la tabla 9, con excepción de los aceros A y B, tenían poca resistencia al impacto. Los aceros A y B estaban sujetos a un agrietamiento importante en los bordes, por laminación en caliente. Los AA y BB también se agrietaron. Los aceros H, I y K fallaron en 17 horas, y los aceros J y L en sólo 4 horas de ensayo de corrosión bajo tensiones, en una solución acuosa hirviendo de cloruro de magnesio. Estos aceros fallaron también en 40 horas en un ensayo de corrosión bajo tensiones, en una solución acuosa que contenía 0,5% de ácido acético y 3,5% de cloruro sódico, saturada con sulfuro de hidrógeno, a 30°C. El acero M, que contenía 0,12% de carbono y 0,68% de titanio, se agrietó en 2 horas en el ensayo de corrosión bajo tensiones con cloruro de magnesio, y en 17 horas en el ensayo con sulfuro de hidrógeno. La poca resistencia al impacto, igual a 3,1 kg.m/cm<sup>2</sup>, del acero K, que contiene 22% de cromo y 4,8% de níquel, se debe comparar con la resistencia al impacto, mucho mayor, igual a 6,0 kg.m/cm<sup>2</sup>, del acero 25, que contiene 23% de cromo y 5,2% de níquel, y con los 8,5 kg.m/cm<sup>2</sup> del acero nº 26, que contiene 24% de cromo y 5,6% de níquel, cuando son ensayados en el mismo estado.

Se debe observar que aunque los aceros D a L tienen composiciones fuera del intervalo de los nuevos aceros de la invención, de todas formas responden al tratamiento especial aquí descrito para producir una microestructura ultrafina, y en este estado son superplásticos. Así, el acero D, en el estado resultante de laminar en caliente desde 925°C, y calentar nuevamente a 925°C durante 20 min, antes del ensayo, mostró un alargamiento superplástico igual a 210%, cuando fué estirado a una velocidad de deformación de



0,16 cm/cm/min.

Es importante que los nuevos aceros de la invención no contengan niobio, ya que este elemento perjudica mucho a sus propiedades. Así, una aleación de composición similar al acero nº 4, salvo en que contenía 0,6% de niobio en vez de titanio, y tratado como se ha descrito en relación con la tabla 5, tenía unas resistencias al impacto de sólo 5,2 y 3,8 kg.m/cm<sup>2</sup> en las probetas longitudinal y transversal, respectivamente. El niobio perjudica también a las propiedades del material trabajado en frío de forma severa, como lo muestra el hecho de que un alambre estirado de este acero, de la misma forma que del acero nº 4, tenía una resistencia a la tracción de sólo 163 kg/mm<sup>2</sup> para un diámetro de 0,5 mm, y 184 kg/mm<sup>2</sup> para un diámetro de 0,25 mm, con alargamiento despreciable.

La buena aptitud de los aceros de la invención para ser trabajados, tanto en caliente como en frío, permite producirlos fácilmente en todas las formas usuales, incluyendo tubería, hoja, fleje, chapa, varilla, barra, alambre y secciones extruídas, y no se requieren complicados y costosos ciclos de tratamiento térmico para proporcionar buenas propiedades mecánicas. La notable combinación de propiedades de los aceros, como se ha explicado antes, y su coste relativamente bajo, los hacen útiles como materiales estructurales para artículos tales como vehículos con tolva cubiertos, petroleros, recipientes para mercancías, equipo químico, remolques de camión, mástiles ligeros, puentes de autopistas, miembros de soporte de cargas en la construcción, entrepaños, vagones y locomotoras de ferrocarril, equipo para algunos pozos de petróleo, incluyendo tubería

para pozos de petróleo y líneas de recuperación, para recuperar herramientras de perforación, y cuerda de alambre para su uso en aguar marinas.

Esta solicitud que corresponde a la presentada en  
5 Estado Unidos de América, el día 21 de Junio de 1.966,  
bajo el número 559.185, y el día 15 de Mayo de 1.967, bajo el número 638,519, se acoge a los beneficios del artículo 51 del vigente Estatuto sobre Propiedad Industrial.

- N O T A -

Los puntos de invención propia y nueva que se presentan para que sean objeto de esta solicitud de Patente de Invención en España, por VEINTE años, son los siguientes:

1.- Procedimiento para producir una microestructura de grano fino en un acero, en el que un acero que contiene no más de 0,08% de carbono y que tiene una estructura en solución sólida de ferrita que contiene austenita precipitable, es deformado plasticamente dentro de la región de temperaturas de dos fases, y el acero es calentado dentro de la región de temperaturas de dos fases durante o después de la deformación para provocar la recristalización de la ferrita con precipitación de austenita para producir una microestructura de grano fino que comprende austenita o martensita en una matriz de ferrita, en que la trayectoria libre media transversal entre las partículas de austenita o martensita es tan corta que, cuando el

342039

acero es sometido a deformaciones a una velocidad de 0,16 a 0,26 cm/cm/min a una temperatura en el margen de 925 a 980°C, tiene un alargamiento por tracción de al menos - 150%.

5           2.- Procedimiento según la reivindicación 1, en el que la solución sólida de ferrita se produce calentando en solución el acero para disolver sustancialmente toda la austenita.

10           3.- Procedimiento según la reivindicación 1 ó la 2, en el que la deformación plástica sirve para reducir la superficie de la sección transversal en al menos un 50%.

4.- Procedimiento según cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3, en el que la deformación plástica incluye el trabajo en frío.

15           5.- Procedimiento según una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3, en el que el acero es calentado para disolver al menos parte de la austenita para formar una solución sólida de ferrita, enfriado con bastante rapidez para retener la austenita disuelta en solución, trabajado en frío y recalentado para provocar la recristalización y la precipitación de la austenita.

20           6.- Un procedimiento según una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3, en el que el acero es calentado para disolver al menos parte de la austenita para formar una solución sólida de ferrita, trabajado en caliente desde 25 la temperatura de calentamiento en solución hasta una temperatura en la región de temperaturas de dos fases y deformado plásticamente después en la región de temperaturas de dos fases, sin calentamiento intermedio en la región 30 de ferrita de una sola fase, para provocar la recristali-

342039

zación y la precipitación de la austenita.

5 7.- Procedimiento según cualquiera de las reivindicaciones precedentes, aplicado a un acero que contiene de 18 a 35% de cromo, de 2 a 12% de níquel, no más de 0,08% de carbono, de 0 a 1,5% de titanio, de 0, a 1% de manganeso de 0 a 1% de silicio, de 0 a 3% de molibdeno, de 0 a 2% de cobalto y de 0 a 2,5% de cobre, siendo el resto sustancialmente hierro, a condición de que, si el contenido de cobre es 2% o más, el contenido de manganeso no exceda de 10 0,3% y el contenido de silicio no exceda 0,4%, y de que se satisfagan las siguientes relaciones:

$$\% \text{ Ti} \geq 4 (\% \text{ C} - 0,03)$$

$$1,17 (\% \text{ Ni}) + 13,3 \% \text{ Cr} + \% \text{ Mo} \leq 3,5 (\% \text{ Ni}) + 11$$

15 8.- Procedimiento según la reivindicación 7, en el que el acero contiene al menos 23% de cromo y al menos 4,5% de níquel.

9.- Procedimiento según la reivindicación 7 ó la 8, en el que el acero contiene de 5,2 a 8% de níquel.

20 10.- Procedimiento según una cualquiera de las reivindicaciones 7 a 9, en el que el acero contiene de 24 a 28% de cromo.

11.- Procedimiento según una cualquiera de las reivindicaciones 7 a 10, en el que el acero tiene un contenido de carbono que no excede de 0,5%.

25 12.- Procedimiento según la reivindicación 11, en el que el acero tiene un contenido de carbono que no excede de 0,03%.

30 13.- Procedimiento según una cualquiera de las reivindicaciones 7 a 12, en el que el acero tiene un contenido de titanio que no excede de 0,3%.

342039

14.- Procedimiento según una cualquiera de las reivindicaciones 7 a 13, en el que se sustituye todo o parte del titanio por hasta 1% de vanadio, a condición de que se satisfagan las siguientes relaciones:

5

$$1,5 \geq \% \text{ Ti} + \text{V} \geq 4(\% \text{C} - 0,03)$$

15.- Procedimiento según la reivindicación 14, en el que el acero tiene un contenido de vanadio que no excede de 0,25%;

10

16.- Procedimiento según una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 6, aplicado a un acero que tiene sustancialmente la composición de cualquiera de los aceros n<sup>os</sup>. 1 a 34.

15

17.- Procedimiento según una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 6, aplicado a un acero que tiene sustancialmente la composición: hasta 0,05% de carbono, 6,5% de níquel, 26% de cromo y 0,2% de titanio, siendo el resto aparte de las impurezas, hierro.

20

18.- Procedimiento según cualquiera de las reivindicaciones precedentes, en el que la trayectoria libre media transversal entre las partículas de austenita o martensita en el acero resultante no excede de 6 micras.

25

19.- Procedimiento según cualquiera de las reivindicaciones precedentes, en el que la trayectoria libre media transversal entre las partículas de austenita en el acero resultante no excede de 3 micras.

20.- Procedimiento para producir una microestructura de grano fino en un acero.

Tal y como se ha descrito en la Memoria que antecede, y con los fines que se han especificado.

30

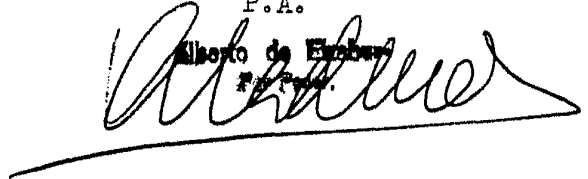
342039

Esta Memoria consta de treinta y nueve hojas escritas a máquina por una sola cara.

Madrid, 16 MAY. 1968

P.A.

Alberto de Echeverría



5

342039