



19 34

426512

P.- 57.588  
Case No. DS 57080

MEMORIA DESCRIPTIVA

<i>elc</i>
------------

para solicitar PATENTE DE INVENCION EN ESPAÑA por 20 años

a nombre de USS ENGINEERS AND CONSULTANTS, INC.

entidad norteamericana

establecida en 600 Grant Street, Pittsburgh, Pensilvania,  
Estados Unidos de América.

por: "PROCEDIMIENTO PARA OBTENER UN ACERO".

( Clase Internacional C22c)



Las exigentes demandas de una resistencia mecánica aumentada y resistencia mejorada con entalla en los aceros de baja aleación, de alta resistencia, laminados en caliente, ha estimulado una considerable actividad de investigación en las áreas de desarrollo de aleaciones y control de procedimientos. Particularmente desde el descubrimiento de vastos depósitos de gas natural en Alaska, ha habido un considerable interés en desarrollar aceros con requisitos aún más exigentes de resistencia mecánica y tenacidad para aplicaciones en conducciones de tuberías.

Las bien establecidas técnicas de refinación de grano y refuerzo por precipitación, mediante control de composición y procedimiento, han sido refinadas en los años recientes de manera que los aceros laminados en caliente, con microestructuras usuales de ferrita poligonal, han parecido alcanzar una combinación límite de resistencia y tenacidad. Aunque la laminación controlada a baja temperatura de chapas de acero se usa ahora comúnmente en la producción de aceros de alta resistencia del tipo de baja aleación, se ha reconocido generalmente que el límite elástico de tales aceros permanece esencialmente sin afectar por la temperatura de laminación de acabado, mientras que la resistencia al impacto con entalla, particularmente la temperatura de transición al impacto, se perfecciona continua y marcadamente a medida que se disminuye la temperatura de laminación de acabado dentro de



la región de fase única de austenita. Se ha reconocido que la laminación de acabado a una temperatura demasiado baja, es decir, por debajo de la temperatura crítica superior ( $A_{r3}$ ) de transformación de austenita a ferrita, produce algún aumento del límite elástico, pero afecta adversamente a la resistencia al impacto debido a la presencia de granos de ferrita "trabajados en frío" o sin volver a cristalizar. También se ha mostrado que la laminación en caliente en la región intercrítica de fase austenita más ferrita puede producir una recrystalización y crecimiento de grano indeseables de la ferrita, que puede afectar adversamente tanto al límite elástico como a la resistencia al impacto con entalla.

La presente invención se basa en el desarrollo de un nuevo acero de baja aleación, de alta resistencia, laminado en caliente, mejorado, que tiene límites elásticos de 4580 a 7050  $\text{kg/cm}^2$  en combinación con temperaturas de transición con aparición de fractura (TTAF), Charpy con entalla en V (CEV), 50 por ciento de cizalla, inferiores a cero, que se desarrollan combinando los mecanismos tradicionales de refuerzo por precipitación y refinación de grano con un refuerzo por dislocación.

Un objeto de la presente invención es proporcionar un procedimiento para producir un acero de baja aleación, de alta resistencia, laminado en caliente, que tiene una combinación excepcional de resistencia y tenaci-

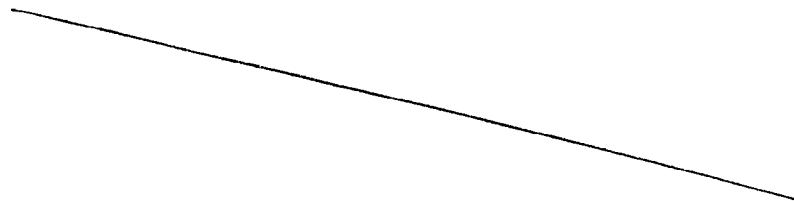


dad que se consigue controlando la composición de la aleación y mediante prácticas de laminación controladas.

Otro objeto de la invención es proporcionar un procedimiento para producir un acero de baja aleación, de alta resistencia, laminado en caliente, utilizando una práctica de laminación controlada en la que se combinan los mecanismos tradicionales de refuerzo por precipitación y refinación de grano con un refuerzo por dislocación que se introduce continuando la operación de laminación en caliente por debajo de la temperatura crítica superior ( $A_{r3}$ ), y que puede implicar además un templado para mejorar el límite elástico sin reducciones severas de ductilidad o tenacidad.

Como se ha indicado antes, la invención se refiere a un acero nuevo y mejorado, de baja aleación, de bajo contenido de carbono, que es tratado por una técnica especial de trabajado en caliente para proporcionar una combinación de alta resistencia y tenacidad, que es resultado de una combinación de refuerzo por precipitación, refinación de grano y refuerzo por dislocación.

La aleación de la invención tiene la siguiente composición en peso;





	Amplio	Preferido	
5	Carbono	0,03 a 0,15%	0,05 a 0,10%
	Fósforo	0,04% máx.	0,04% máx.
	Azufre	0,04% máx.	0,04% máx.
	Manganeso	0,5 a 2,0%	1,0 a 1,6%
	Molibdeno	0,1 a 0,40%	0,15 a 0,40%
	Niobio	0,01 a 0,10%	0,02 a 0,05%
	Vanadio	0 a 0,20%	nada

10 Comprendiendo el resto hierros e impurezas usuales. Además, el acero puede ser desoxidado con aluminio, silicio o ambos, y si se desea las aleaciones de la invención pueden contener también elementos adicionales tales como níquel, cobre y/o cromo, que se pueden añadir como reforzantes o

15 para comunicar resistencia a la corrosión.

Como ya se ha indicado, las aleaciones de la invención derivan su combinación sin igual de resistencia y tenacidad de una nueva técnica de laminación en caliente que optimiza tres factores (1) el efecto de refuerzo de un fino tamaño de grano de ferrita poligonal, (2) la precipitación de finos carburos y/o nitruros dentro de la ferrita, y (3) una gran densidad de dislocación que es retenida y estabilizada por los precipitados. Para conseguir estos fines, un techo u otra forma de acero que tenga la

20 anterior composición, ha de ser laminada en caliente. Como

25



en la mayoría de las prácticas de la técnica anterior, el  
acero a laminar en caliente es calentado hasta una tempera-  
tura suficiente para disolver todos los carburos y nitruros  
en una matriz austenítica. Para la anterior composición,  
5 esto requerirá calentar el acero hasta una temperatura por  
encima de  $1093^{\circ}\text{C}$ . Tras conseguir una microestructura aus-  
tenítica homogénea, es decir, por calentamiento por encima  
de  $1093^{\circ}\text{C}$ , la laminación en caliente del acero se comienza  
a la máxima temperatura de calentamiento por encima de  $1093^{\circ}\text{C}$ ,  
10 o a cualquier otra temperatura, razonablemente por encima  
de la temperatura  $\text{Ar}_3$  de transformación de austenita en  
ferrita, que sea suficiente para conservar los carburos y  
nitruros en solución. El punto crucial del presente proce-  
dimiento de la invención estriba en no completar la lamina-  
15 ción en caliente a esas temperaturas, sino más bien comple-  
tar no más de aproximadamente el 90% de la reducción en  
caliente buscada, por encima de la temperatura de transfor-  
mación  $\text{Ar}_3$ . Después, el acero parcialmente laminado en ca-  
liente se deja enfriar hasta una temperatura menor que la  
20 temperatura de transformación  $\text{Ar}_3$  pero por encima de la  
temperatura de transformación  $\text{Ar}_1$ , de manera que una porción,  
pero no toda la austenita se transforme en ferrita. Des-  
pués se efectúa la laminación en caliente final sobre el  
metal parcialmente transformado, para efectuar al menos una  
25 reducción de espesor de 10%, pero no suficiente para causar



recristalización alguna y/o crecimiento de grano de los granos de ferrita, es decir, usualmente no más de aproximadamente una reducción de espesor del 40%. Idealmente, esta deformación final intercrítica debe proporcionar una reducción de espesor dentro del intervalo de 20 a 30%. Las reducciones de espesor de menos del 10% no someterán usualmente al metal uniformemente a esfuerzos en todas sus secciones rectas, y por tanto los granos de ferrita deformados y el efecto de refuerzo causado por ellos no estarán uniformemente distribuidos por todas partes. El límite superior del 40% de reducción del espesor es algo arbitrario, dependiendo el límite real de la resistencia del tren de laminación y de la capacidad del acero para soportar una deformación sin recristalización. La experiencia de los autores ha mostrado, sin embargo, que un límite máximo de aproximadamente 40% de reducción de espesor es razonable desde puntos de vista prácticos y metalúrgicos.

Debe ser evidente que el efecto de refuerzo causado por la ferrita deformada será función de la cantidad de tal ferrita presente en el acero. Por tanto, se prefiere que el acero se enfríe hasta una temperatura al menos 149°C por debajo de la temperatura de transición  $A_{r3}$  para la laminación en caliente intercrítica, con el fin de asegurar una proporción significativa de ferrita en el acero. Cuanto más baja sea la temperatura a que se



enfria el acero por debajo de la temperatura de transición  $Ar_3$ , mayor es la cantidad de ferrita formada y, por tanto, mayor será el límite elástico resultante.

Una vez completada la laminación en caliente intercristica entre las temperaturas de transición  $Ar_3$  y  $Ar_1$ , se deja enfriar el acero hasta temperatura ambiente, donde la microestructura se caracteriza por la presencia de granos tanto equiaxiales como "trabajados en frío" de ferrita, en proporción que depende de la magnitud de la transformación de austenita a ferrita antes de la deformación final a temperaturas menores que la temperatura  $Ar_3$ , más una pequeña cantidad de perlita y/o bainita. Desde luego, los granos equiaxiales resultan de la transformación de austenita tras haberse completado la laminación y enfriado el acero. Los granos de ferrita trabajados en frío son de aspecto alargado y contienen una alta densidad de dislocación, y aparecen precipitados de carburo y nitruro uniformemente distribuidos dentro de ambos tipos de granos de ferrita. En este estado tal como sale de laminación en caliente, el acero presentará límites elásticos de al menos  $4580 \text{ kg/cm}^2$ , y temperaturas de transición con expansión lateral (TTEL) de 0,038 mm, Charpy con entalla en V, de  $-68$  a  $-101^\circ\text{C}$ , y temperaturas de transición con aparición de fractura (TTAF) con 50% de cizalla de  $-43$  a  $-68^\circ\text{C}$ .

Aunque la sin igual combinación de re-



sistencia y tenacidad es desde luego resultado primordialmente de la técnica de laminación en caliente antes descrita, se debe entender que los límites de composición de la aleación son igualmente críticos para conseguir el producto final deseado. De hecho, cuando se han laminado otras composiciones de baja aleación en la región de fase austenita más ferrita intercrítica, resulta usualmente una recristalización y crecimiento de grano indeseables de los granos de ferrita deformados, y tiene un efecto adverso sobre tanto el límite elástico como la tenacidad.

Al considerar la composición de la aleación, se observa primero que los elementos formadores de carburo y nitruro, molibdeno y niobio, son desde luego ingredientes esenciales para el refuerzo usual por precipitación. Además, las partículas de precipitado de carburo y nitruro se han de formar durante la laminación en caliente y/o durante la transformación, de manera que las dislocaciones y los límites subgranulares en la estructura de grano de ferrita deformado puedan ser fijados y estabilizados, evitando así la recristalización y el crecimiento de grano, para conservar el efecto de refuerzo de las dislocaciones. La mera presencia de los formadores de carburo y nitruro solamente no es suficiente, sin embargo, para evitar la recristalización y el crecimiento de grano. Es decir, además, de la inclusión de molibdeno y niobio para efecto



de estabilización, los contenidos de carbono y de manganeso, y en alguna medida las cantidades de los formadores de carburo y nitruro, han de ser controlados críticamente para controlar la temperatura de transformación de austenita en ferrita,  $A_{r3}$ , de manera que no sea tan baja que haga difícil el tratamiento a temperaturas menores que ella para la etapa final de laminación en caliente, ni tan alta que sea causa de que los granos de ferrita deformados recristalicen y crezcan pese a los precipitados de carburo y nitruro. Para ello los límites de composición se han de ajustar para proporcionar una temperatura de transición  $A_{r3}$  dentro del intervalo de 732 a 816°C, y preferiblemente entre 760 y 802°C. Cuantitativamente, el aumento de los contenidos de carbono o manganeso tenderá a disminuir la temperatura de transición  $A_{r3}$ . Por tanto, se prefiere un buen equilibrio entre esos dos elementos. Es decir, si se proporciona un contenido de carbono excepcionalmente bajo se prefieren contenidos de manganeso hacia el extremo superior del intervalo, y viceversa. Dado que el contenido de carbono en la aleación se mantiene preferiblemente bajo, a aproximadamente 0,08% o ligeramente menos que eso, para asegurar buena aptitud para soldar y aptitud para dar forma, y también para asegurar la disolución de carburos en la austenita tras el calentamiento inicial anterior a la laminación en caliente, se prefiere entonces que para esos niveles de carbono el contenido



119

de manganeso se mantenga entre 1,0 y 2,0% e idealmente a aproximadamente 1,5%. Evidentemente, el contenido de carbono no debe ser demasiado bajo, por ejemplo menor que aproximadamente 0,03%, ya que el carbono es esencial para la formación de los precipitados de carburo. Además, es bien sabido que la cantidad de niobio en solución dentro de la austenita afectará mucho a la temperatura de transición  $A_{r3}$ . Dado que precipitarán carburos o carbonitruros de niobio durante la laminación en caliente por encima de la temperatura de transición  $A_{r3}$ , la cantidad de niobio que permanece en solución en la transformación puede ser incierta. Además, es sabido que la disminución de la temperatura de acabado y/o el aumento de la cantidad de deformación elevarán algo la temperatura de transformación  $A_{r3}$ . Por tanto, aunque los límites de composición y los parámetros de laminación en caliente antes expuestos serán suficientes para obtener las ventajas de la invención, para obtener resultados óptimos con cualquier composición de aleación dada y pauta dada de laminación en caliente, es preferible que la temperatura de transformación  $A_{r3}$  se determine bajo las condiciones de laminación reales. También se debe observar que se deben evitar los niveles altos de los tres constituyentes manganeso, molibdeno y niobio, y especialmente, los niveles altos de manganeso, para asegurar la transformación a ferrita poligonal en vez de a ferrita acicular, debido a que la tempera-



tura  $A_{r_3}$  de la ferrita acicular es aproximadamente 677°C o menos, lo que está por debajo del intervalo deseado antes descrito.

5                    Para optimizar tanto la resistencia como la tenacidad en este acero se debe evitar el uso de vanadio. Sin embargo, en aplicaciones en que la tenacidad no sea crítica se puede añadir hasta 0,20% de vanadio al acero, para aumentar ordinariamente el límite elástico en hasta 705 kg/cm<sup>2</sup> para una adición de 0,08%, o hasta 1060  
10 kg/cm<sup>2</sup> para una adición de 0,20% de vanadio. Sin embargo, se debe entender que aunque el vanadio aumentará el límite elástico, perjudicará a la temperatura de transición al impacto consistentemente con los efectos conocidos del refuerzo por precipitación.

15                    Otra característica inesperada del acero de la invención es que el temple del acero subsiguientemente a la laminación en caliente aumentará en algunos casos el límite elástico en aproximadamente 705 kg/cm<sup>2</sup>, con ningún o muy poco perjuicio de las propiedades de impacto.  
20 Los expertos en la técnica pensarán normalmente que la relativamente alta temperatura de transición  $A_{r_3}$ , como característica de estos aceros, causaría un refuerzo por precipitación completo del acero en el estado según sale de laminación en caliente, y que no sería de esperar ninguna  
25 respuesta de endurecimiento secundario. Por otra parte,



un endurecimiento secundario de tal magnitud en otros  
aceros está acompañado normalmente por un aumento (perju-  
cio) de 28 a 39°C en la temperatura de transición al impac-  
to. Sin embargo, esto no se observa en el acero de la in-  
5 vención. La respuesta de temple de los aceros puede ser  
muy rápida, pero el sobreenviejamiento es lento, de mane-  
ra que se puede usar una amplia variedad de tiempo y tempe-  
ratura de temple, tiempos desde un minuto a dos horas y  
temperaturas dentro de un intervalo de aproximadamente  
10 593 a 677°C, para alcanzar propiedades mecánicas unifor-  
mes sin riesgo de sobreenviejamiento. Aunque este meca-  
nismo no se entiende del todo, se cree que este endureci-  
miento secundario es resultado no de refuerzo por precipi-  
tación, sino de liberación de microtensiones residuales  
15 asociadas.

Como se ha indicado antes, esta desu-  
sada respuesta de temple solo se observa en algunos casos.  
Específicamente, puede ser realizada solo con aquellas  
aleaciones en las que el manganeso y/o molibdeno están  
20 en la zona más alta del intervalo mencionado. Aunque es-  
tos límites no están bien definidos, el perfeccionamiento  
del temple no será eficaz en aleaciones que tengan menos  
de 1,20% de manganeso y menos de 0,20% de molibdeno, y se-  
rá eficaz si el contenido de manganeso excede de aproxima-  
25 damente 1,30% y/o el contenido de molibdeno excede de aproxi-





con entalla, es decir, con valores de TTAF de aproximada-  
mente  $-62^{\circ}\text{C}$ . Por otra parte, una composición óptima del  
acero de la invención que puede ser reforzado por temple  
diferiría de la anterior composición por requerir 1,3 a  
5 1,6% de manganeso y 0,20 a 0,40% de molibdeno. Si esta  
última composición es laminada en caliente a temperaturas  
por encima de  $816^{\circ}\text{C}$ , enfriada hasta aproximadamente  $760^{\circ}\text{C}$   
y laminada luego en caliente a esta temperatura intercrí-  
tica para efectuar una reducción de espesor de 20 a 30%,  
10 se pueden conseguir límites elásticos de aproximadamente  
 $4930 \text{ kg/cm}^2$  en el estado según sale de laminación en ca-  
liente, y de aproximadamente  $5630 \text{ kg/cm}^2$  en estado templa-  
do, en cualquier caso combinados con una excelente tenaci-  
dad con entalla, es decir, valores de TTAF de aproximada-  
15 mente  $-62^{\circ}\text{C}$ .

La combinación de bajo contenido de  
carbono y moderado de manganeso en los aceros de la inven-  
ción asegura buena aptitud para soldar. Aunque se podría  
creer que la soldadura podría tener un efecto muy adverso  
20 sobre la chapa de base en la región de la zona afectada por  
el calor (ZAC), y afectar perjudicialmente a las propieda-  
des mecánicas establecidas por la laminación intercrítica,  
los ensayos han mostrado que no es ese el caso. Por ejem-  
plo, para conductos de tubería de gran diámetro, soldada  
25 al arco sumergido, hechos con los aceros de la invención,



19 JUN

5 los ensayos normalizados de tracción en tiras transversales a través de la soldadura, y los ensayos normalizados de impacto Charpy con entalla en V, transversales, con la entalla situada en la región ZAC, han mostrado que la resistencia y las propiedades al impacto de la ZAC son similares a las del cuerpo de la tubería.

10 Otra característica inesperada y beneficiosa del acero de la invención puede observarse cuando con el acero se hace conducto de tubería usando el procedimiento usual "U y O". Normalmente, cuando se usa chapa de acero con las composiciones e historias de laminación ordinariamente asociadas con las calidades para conducto de tubería, el límite elástico de conducto de tubería ensayado tras dar forma y soldar es mucho más bajo que el de la chapa original (debido al bien conocido efecto Bauschinger). Por tanto, tal conducto de tubería es expandido en frío (aumentado de diámetro) en hasta aproximadamente 2%, para endurecer por esfuerzo el acero con el fin de aumentar el límite elástico hasta un valor aproximadamente igual al de la chapa original. Incluso en tal estado expandido, el conducto de tubería de la técnica anterior presenta frecuentemente límites elásticos por debajo del de la chapa original.

25 Aunque la expansión en frío es generalmente deseable para obtener tolerancias dimensionales con-



19 11

sistentes (diámetro y redondez), el grado de expansión en frío no debe ser excesivo, debido a que tal deformación plástica perjudica a la ductilidad global del acero. Además, los cambios, que no son de fiar, del límite elástico en las calidades de conducto de tubería de la técnica anterior, como se ha indicado antes, hacen muy difícil si no a veces imposible estimar el límite elástico final del conducto de tubería conociendo solo la resistencia de la chapa original. Por tanto, las chapas que pueden producir conductos de tubería que tengan límites elásticos inaceptables no siempre pueden ser identificadas antes de la fabricación y ensayo reales de la tubería. Esto, desde luego, puede tener como resultado un método bastante costoso.

Sorprendentemente, las chapas de acero de la presente invención, cuando se convierten en tubería usando el procedimiento de U y D, pueden presentar un aumento del límite elástico en el estado sin expandir, y pueden presentar un pronunciado refuerzo adicional cuando se expanden. Por tanto, la resistencia final de la tubería es esencialmente igual a o considerablemente mayor que la de la chapa original. Aquellos aceros que presentan los mayores aumentos de límite elástico son los aceros laminados que contienen el mayor contenido de manganeso y/o molibdeno, es decir, aquellos que responden al temple, y el aumento de límites elásticos conseguido por la formación de tube-



19 JUN.

ría se corresponde de cerca con los aumentos de límite elástico conseguidos por temple. Por tanto, parece que los dos mecanismos reforzadores están relacionados de cerca, y se cree que ambos son debidos a la eliminación de tensiones residuales en las chapas según salen de laminación en caliente.

Por tanto, las chapas que tienen composiciones que normalmente no mostrarían aumento de límite elástico si se templean, y las chapas que han sido templadas, presentarán, tras fabricación de tubería por el procedimiento de U y O y expansión, límites elásticos que permanecen sustancialmente constantes o que solo aumentan ligeramente. Por otra parte, si con aquellas chapas de acero que tienen composiciones que responden al temple se fabrica conducto de tubería por el procedimiento de U y O, y se expande, presentarán un aumento de límite elástico, eliminando así cualquier necesidad de templear el acero antes o después de la fabricación de tubería.

#### EJEMPLOS

En un ensayo se fabricó un cierto número de aceros en forma de coladas de 45 kg fundidas por inducción al aire, y moldeadas como lingotes de tocho. Estos tochos fueron calentados hasta aproximadamente 1232 a 1260°C, y luego se laminaron en caliente en catorce pasos



19 JUN

de reducción, hasta chapas de 12,7 mm de espesor, con el primer paso a aproximadamente 1204°C, el último paso a 838°C o a 760°C, y los pasos restantes distribuidos más o menos uniformemente en los intervalos de temperatura de 1204 a 838°C o 1204 a 760°C. Taladrando un agujero en cada tocho e insertando un termopar en cada tocho antes de laminar se pudieron registrar las temperaturas de los pasos, y la iniciación de la transformación de austenita a ferrita se pudo detectar por el evidente cambio de la velocidad de enfriamiento (parada térmica) producido por el calor de transformación.

La Tabla I de las composiciones químicas y la Tabla II las propiedades mecánicas de estos aceros. Algunos de los aceros fueron sometidos a laminado de acabado a 838°C, que está por encima de su temperatura de transformación crítica superior, y los otros fueron sometidos a laminación de acabado a 760°C, que para todos estos aceros está por debajo de su temperatura crítica superior. Las microestructuras de los aceros muestran los característicos granos de ferrita veteados y deformados, variando la fracción en volumen de esta ferrita deformada con el contenido de aleación, de manera consistente con los efectos de carbono, manganeso, molibdeno, niobio y vanadio en el cambio de la temperatura de transformación crítica superior. Todas las chapas de acero sometidas a



19 JUN 1962

laminación de cabado a 760°C recibieron una reducción de espesor de 11,5 a 31,5 por ciento por debajo de sus temperaturas de transformación críticas superiores, que variaban entre aproximadamente 774 y 816°C .

5

TABLA I  
COMPOSICIONES QUIMICAS

	<u>Acero*</u>	<u>C</u>	<u>Mn</u>	<u>Mo</u>	<u>Nb</u>	<u>V</u>
10	D	0,067	1,22	0,18	0,035	-
	E	0,064	1,25	0,14	0,028	-
	F	0,069	1,25	0,31	0,037	-
	G	0,075	1,14	0,27	0,034	-
	H	0,072	1,13	0,18	0,035	0,071
15	I	0,076	1,10	0,14	0,030	0,085
	J	0,070	1,10	0,32	0,035	0,071
	K	0,079	1,14	0,27	0,034	0,081
	L	0,075	1,38	0,25	0,034	< 0,005
	M	0,079	1,43	0,25	0,038	0,091
20	N	0,087	0,91	0,37	0,035	0,089
	O	0,080	1,23	0,32	0,033	0,084
	P	0,069	1,40	0,34	0,028	0,078
	Q	0,080	1,43	0,26	< 0,01	0,091

25

\* Todos los aceros fueron calmados con



Si-Al y contenían aproximadamente 0,010% de P. de 0,011 a 0,022% de S, y aproximadamente 0,004 a 0,007% de N. Las composiciones son en tanto por ciento en peso.

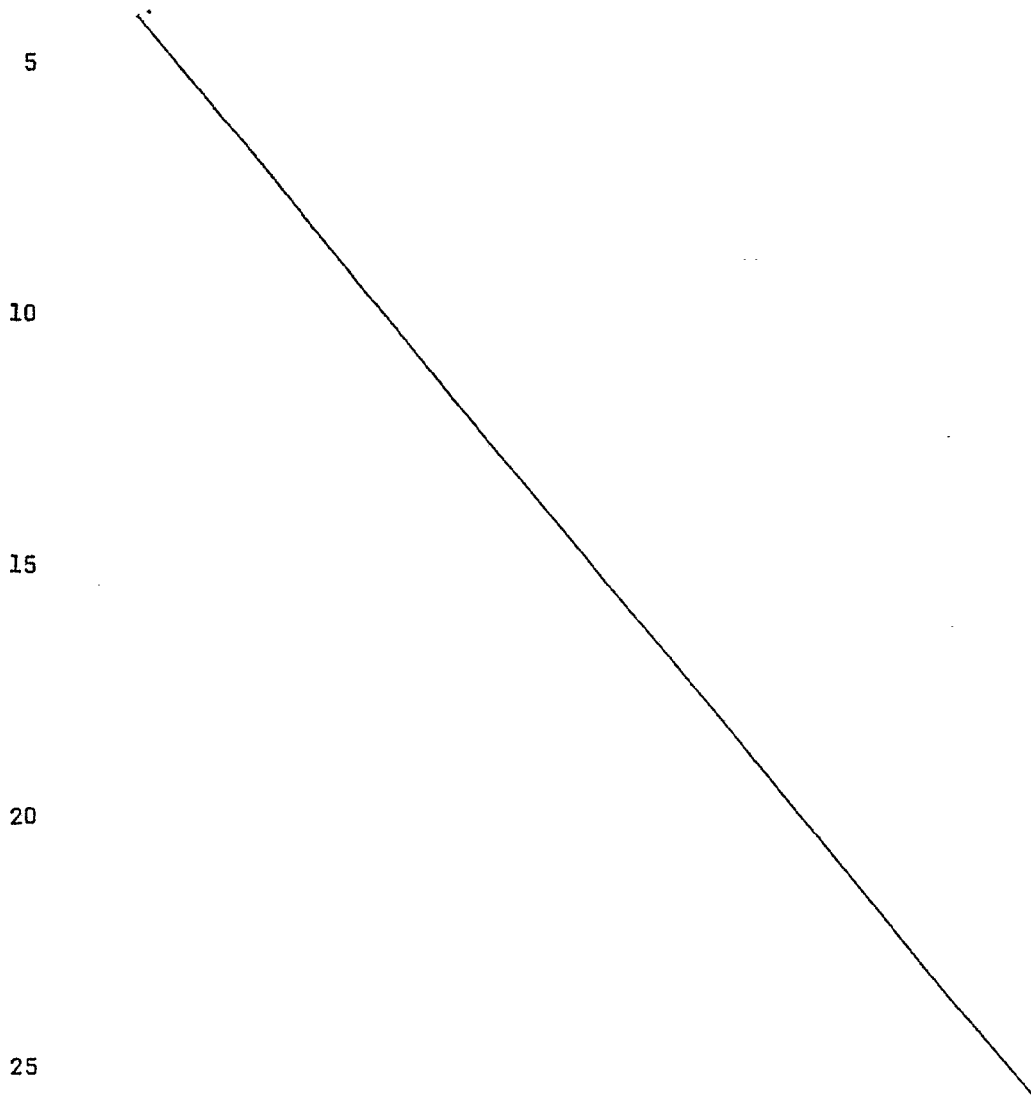




TABLA II

PROPIEDADES MECANICAS DE CHAPAS DE 12,7 MM DE ESPESOR LAMINADAS EN CALIENTE, Y TEMPLADAS

5

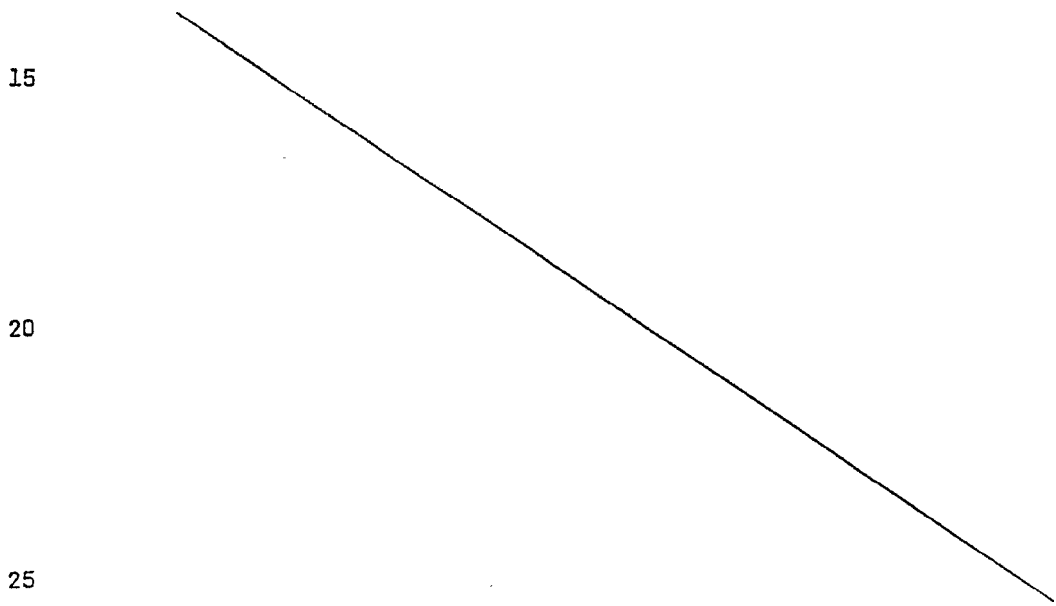
	Temp.de Acero acabado, °C	Estado **	Límite elás- tico (defor- mación perma- nente del 0,2%), kg/cm <sup>2</sup>	Resistencia a la trac- ción, kg/cm <sup>2</sup>	Temp. de transi- ción con apari- ción de fractura, 50% de cizalla, CEV, °C
10	838	LC	4400	5160	-57
	838	LC + T	4420	5090	-68
	760	LC	4930	5530	-
	760	LC + T	5050	5480	-57
15	838	LC	4160	5390	-65
	838	LC + T	4680	5280	-65
	760	LC	4770	5860	-
	760	LC + T	5370	5880	-59
	838	LC	4690	5290	-46
	838	LC + T	4590	5280	-43
20	760	LC	5320	5990	-
	760	LC + T	5180	5770	-43
	838	LC	4600	5380	-54
	838	LC + T	4760	5430	-59
	760	LC	5490	6540	-
	760	LC + T	5720	6261	-46
	760	LC	4750	5970	-
	760	LC + T	5300	5720	-62
25	760	LC	4910	6390	-
	760	LC + T	5920	6460	-46
	760	LC	5340	6390	-
	760	LC + T	6150	6730	-29
	760	LC	4990	6230	-
	760	LC + T	6250	6620	-46
	760	LC	4540	6030	-62
	760	LC + T	6290	6470	-43
	760	LC	4260	5840	-
	760	LC + T	5060	5680	-48



19 JUN

\*\* LC indica el estado laminado en caliente, y LC + T indica el estado laminado en caliente más templado (1 hora a 649°C).

5 La siguiente Tabla III ejemplifica el aumento de límite elástico que se puede conseguir formando con chapas de acero de la presente invención conductos de tubería, usando el procedimiento usual de U y O, y expandiendo. Los aceros 1 y 2 son aceros usuales para conducto de tubería de la técnica anterior, mientras que 10 los aceros 3-12 son aceros según la invención. Con los aceros se fabricaron conductos de tubería de 30, 36 o 42 pulgadas de diámetro (762, 914 o 1067 mm, respectivamente).





15 JUN 1964

15 JUN 1964

TABLA I.1

PROPIEDADES DE TRACCION TRANSVERSALES\* DE CHAPA Y TUBERIA, PARA ACEROS PARA CONDUCTO DE TUBERIA

Acero	Composición química †			Espesor de chapa, mm	Chapa		Tubería sin expandir		Tubería expandida (-1,5%)			
	C	Mn	Mo		Nb	V	Límite elástico, kg/cm <sup>2</sup>	Resistencia a la tracción, kg/cm <sup>2</sup>	Límite elástico, kg/cm <sup>2</sup>	Resistencia a la tracción, kg/cm <sup>2</sup>	Límite elástico, kg/cm <sup>2</sup>	Resistencia a la tracción, kg/cm <sup>2</sup>
1	0,14	1,34	-	0,035	0,06	11,73	5010	6230	4790	6200	5110	6300
2	0,14	1,34	-	0,035	0,06	11,73	5250	6225	4810	6300	4870	6330
2	0,14	1,36	-	-	0,08	10,77	4810	6150	4210	6180	5180	6420
2	0,14	1,36	-	-	0,08	10,77	4940	6180	4600	6150	5050	6390
Chapas con Mn-Mo-Nb según salen de laminación												
3	0,08	1,42	0,29	0,033	-	13,08	5040	6540	-	-	5890	6870
4	0,08	1,41	0,16	0,032	-	13,08	4460	6540	-	-	5630	6950
5	0,08	1,15	0,17	0,044	-	13,08	5300	6000	-	-	5820	6730
6	0,07	1,15	0,17	0,054	-	13,08	5670	6320	-	-	5900	6520
7	0,08	1,29	0,18	0,05	-	7,92	5230	6040	-	-	5430	6470
8	0,08	1,29	0,18	0,05	-	12,70	5280	5990	-	-	5280	6510
8	0,07	1,24	0,19	0,04	-	7,92	5040	6170	-	-	5490	6480
8	0,07	1,24	0,19	0,04	-	12,70	4570	5710	-	-	4800	5960
9	0,07	1,24	0,19	0,04	-	15,88	4590	5380	-	-	4530	5580
9	0,10	1,24	0,19	0,05	-	17,48	4780	5650	4510	5950	4930	6120
10	0,10	1,11	0,20	0,05	-	22,23	4610	5500	4350	5720	4830	5870
11	0,13	1,30	0,28	0,06	-	25,40	4790	6020	5760	6650	5680	6610
Chapas con Mn-Mo-Nb templadas (1,5 horas a 593°C)												
12	0,06	1,24	0,31	0,06	-	12,70	5610	5940	-	-	5720	6630
12	0,06	1,24	0,31	0,06	-	20,32	5650	6090	-	-	5710	6400
12	0,06	1,24	0,31	0,06	-	20,32	5310	5720	5330	6040	5250	6250
12	0,06	1,24	0,31	0,06	-	25,40	5210	5870	5350	6650	5310	6470

TABLA III

PROPIEDADES DE TRACCION TRANSVERSALES\* DE CHAPA Y TUBERIA, PARA ACEROS PA

Acero	Composición química †					Espesor de chapa, mm	Chapa		Tubería s
	% en peso						Límite elástico	Resistencia a la tracción,	pandi
	C	Mn	Mo	Nb	V				
1	0,14	1,34	-	0,035	0,06	11,73	5010	6230	4790
	0,14	1,34	-	0,035	0,06	11,73	5250	6225	4810
2 <sup>++</sup>	0,14	1,36	-	-	0,08	10,77	4810	6150	4210
	0,14	1,36	-	-	0,08	10,77	4940	6180	4600
<u>Chapas con Mn-Mo-Nb según salen de laminación</u>									
3	0,08	1,42	0,29	0,033	-	13,08	5040	6540	-
4	0,08	1,41	0,16	0,032	-	13,08	4460	6540	-
5	0,08	1,15	0,17	0,044	-	13,08	5300	6000	-
6	0,07	1,15	0,17	0,054	-	13,08	5670	6320	-
7	0,08	1,29	0,18	0,05	-	7,92	5230	6040	-
	0,08	1,29	0,18	0,05	-	12,70	5280	5990	-
8	0,07	1,24	0,19	0,04	-	7,92	5040	6170	-
	0,07	1,24	0,19	0,04	-	12,70	4570	5710	-
	0,07	1,24	0,19	0,04	-	15,88	4590	5380	-
9	0,10	1,24	0,19	0,05	-	17,48	4780	5650	4510
10	0,10	1,11	0,20	0,05	-	22,23	4610	5500	4350
11	0,13	1,30	0,28	0,06	-	25,40	4790	6020	5760
<u>Chapas con Mn-Mo-Nb templadas (1,5 horas a 59</u>									
12	0,06	1,24	0,31	0,06	-	12,70	5610	5940	-
	0,06	1,24	0,31	0,06	-	20,32	5650	6090	-
	0,06	1,24	0,31	0,06	-	20,32	5310	5720	5330
	0,06	1,24	0,31	0,06	-	25,40	5210	5870	5350



7 de Junio, 1954

TABLA III

RESISTENCIAS, PARA ACEROS PARA CONDUCTO DE TUBERIA

Chapa	Tubería sin expandir		Tubería expandida (-1,5%)	
	Resistencia a la tracción, kg/cm <sup>2</sup>	Límite elástico, kg/cm <sup>2</sup>	Resistencia a la tracción, kg/cm <sup>2</sup>	Límite elástico, kg/cm <sup>2</sup>
6230	4790	6200	5110	6300
6225	4810	6300	4870	6330
6150	4210	6180	5180	6420
6180	4600	6150	5050	6390

Aceros salen de laminación

6540	-	-	5890	6870
6540	-	-	5630	6950
6000	-	-	5820	6730
6320	-	-	5900	6520
6040	-	-	5430	6470
5990	-	-	5280	6510
6170	-	-	5490	6480
5710	-	-	4800	5960
5380	-	-	4530	5580
5650	4510	5950	4930	6120
5500	4350	5720	4830	5870
6020	5760	6650	5680	6610

Resistencia a la tracción (1,5 horas a 593°C)

5940	-	-	5720	6630
6090	-	-	5710	6400
5720	5330	6040	5260	6250
5870	5350	6650	5310	6470



Notas para la Tabla III:

- \* Determinadas por probetas de tiras para tensión
- + Todos los aceros estaban calmados con Si-Al
- ++ El acero 2 contenía también 0,18% de Cu, 0,18% de Cr y 0,08% de Ni.

La presente solicitud que corresponde a la presentada en Estados Unidos de América, el 31 de Mayo de 1.973, bajo el Número 365.777, se acoge a los beneficios del Artículo 51 del vigente Estatuto sobre Propiedad Industrial.

REIVINDICACIONES

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

13.- Procedimiento para obtener un acero de baja aleación y alta resistencia, laminado en caliente, que tiene un límite elástico de al menos  $4575 \text{ kg/cm}^2$  y



19 JUN

una tenacidad excepcional a temperaturas inferiores a cero, caracterizada por valores de TTAF con 50% de cizalla a temperaturas tan bajas como  $-62^{\circ}\text{C}$ , que comprende las etapas:

(a) formar un tocho de acero que tiene la siguiente composición en peso: carbono 0,03 a 0,15%, fósforo 0,04% como máximo, azufre 0,04% como máximo, manganeso 0,5 a 2,0%, molibdeno 0,1 a 0,40%, niobio 0,01 a 0,10%, vanadio 0 a 0,20%, hierro e impurezas el resto; (b) calentar dicho tocho a una temperatura suficientemente por encima de la temperatura de transición  $A_{r3}$ , para austenizar la microestructura y disolver todos los precipitados de carburo y nitruro en la microestructura austenítica; (c) laminar en caliente dicho tocho calentado, a una temperatura por encima de la temperatura de transición  $A_{r3}$  suficiente para efectuar no más del 90% de la reducción en caliente buscada; (d) enfriar el tocho parcialmente laminado en caliente, hasta una temperatura por debajo de la temperatura de transición  $A_{r3}$  pero por encima de la temperatura de transición  $A_{r1}$ , para hacer que una porción de la microestructura austenítica se transforme en ferrita; (e) seguir laminando en caliente dicho tocho parcialmente laminado en caliente, a una temperatura entre la temperatura de transición  $A_{r3}$  y  $A_{r1}$  suficiente para efectuar una reducción de espesor de 10 a 40%; y (f) enfriar después el acero laminado en caliente hasta temperatura ambiente, a la que dicho acero está caracterizado por la presencia de granos de



19 JUN.

ferrita tanto equiaxiales como trabajados en frío, con una distribución uniforme de precipitados de carburo y nitruro por todas partes.

5                    2ª.- Procedimiento según la reivindicación 1ª, en el que el tocho de acero formado tiene la siguiente composición en peso: Carbono 0,05 a 0,10%, fósforo 0,04 como máximo, azufre 0,04% como máximo, manganeso 1,3 a 1,6%, molibdeno 0,20 a 0,40%, niobio 0,02 a 0,05%, vanadio nada, hierro e impurezas el resto.

10                   3ª.- Procedimiento según la reivindicación 1ª, en el que el tocho de acero formado tiene la siguiente composición en peso: carbono 0,05 a 0,10%, fósforo 0,04% como máximo, azufre 0,04% como máximo, manganeso 1,0 a 1,3%, molibdeno 0,15 a 0,25%, niobio 0,02 a 0,05%, vanadio nada,  
15                   hierro e impurezas el resto.

20                   4ª.- Procedimiento según cualquiera de las reivindicaciones 1ª a 3ª, en el que el tocho de acero formado contiene además pequeñas adiciones de elementos reforzantes elegidos del grupo que consta de níquel, cobre y cromo, que se añaden como reforzantes y para comunicar resistencia a la corrosión.

25                   5ª.- Procedimiento según cualquiera de las reivindicaciones 1ª a 4ª, en el que el tocho de acero se calienta a una temperatura por encima de 1093°C antes de laminar en caliente, para asegurar la disolución de todos





19 JUN.

dades de impacto del acero.

5 1.0ª.- Procedimiento según cualquiera de las reivindicaciones 1ª a 9ª, caracterizado porque tras las etapas (a) a (e) al acero laminado en caliente se enfría hasta temperatura ambiente, a la que dicho acero se caracteriza por un límite elástico de al menos  $4575 \text{ kg/cm}^2$ ; y por fabricar con dicho acero laminado en caliente conductos de tubería usando el procedimiento U y O usual, con lo que dicho conducto de tubería se caracteriza por un límite elástico de al menos  $4575 \text{ kg/cm}^2$ .

10 11ª.- Procedimiento según la reivindicación 10ª, en el que dicho tocho de acero contiene 1,3 a 1,6% en peso de manganeso y 0,20 a 0,40% en peso de molibdeno, y dicho conducto de tubería se caracteriza por un límite elástico de al menos  $4930 \text{ kg/cm}^2$ .

15 12ª.- Procedimiento para obtener un acero.

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

25

19 JUN.



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

Madrid, 19 JUN. 1974

P.A.

5

Fernando  
Per Bar  
*[Handwritten signature]*

10

15

20

25

LN/  
8.6.74