

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 726 767**

51 Int. Cl.:

C22C 38/00	(2006.01)	C21D 7/10	(2006.01)
C22C 38/42	(2006.01)	C21D 8/10	(2006.01)
C22C 38/44	(2006.01)	C21D 9/08	(2006.01)
C22C 38/46	(2006.01)	B60R 21/26	(2011.01)
C22C 38/48	(2006.01)	C21D 1/26	(2006.01)
C22C 38/50	(2006.01)	C21D 1/32	(2006.01)
C22C 38/54	(2006.01)	C21D 1/42	(2006.01)
C22C 38/02	(2006.01)		
C22C 38/04	(2006.01)		
C22C 38/06	(2006.01)		

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

- 86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **03.06.2010 PCT/JP2010/059417**
- 87 Fecha y número de publicación internacional: **08.12.2011 WO11151908**
- 96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **03.06.2010 E 10852513 (0)**
- 97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **13.03.2019 EP 2484793**

54 Título: **Tubo de acero para airbags y un proceso para la fabricación del mismo**

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
09.10.2019

73 Titular/es:
NIPPON STEEL CORPORATION (100.0%)
6-1, Marunouchi 2-chome, Chiyoda-ku
Tokyo 100-8071, JP

72 Inventor/es:
ARAI, YUJI;
TAKANO, TAKASHI y
KAWAMOTO, TAKUMA

74 Agente/Representante:
ELZABURU, S.L.P

ES 2 726 767 T3

Aviso: En el plazo de nueve meses a contar desde la fecha de publicación en el Boletín Europeo de Patentes, de la mención de concesión de la patente europea, cualquier persona podrá oponerse ante la Oficina Europea de Patentes a la patente concedida. La oposición deberá formularse por escrito y estar motivada; sólo se considerará como formulada una vez que se haya realizado el pago de la tasa de oposición (art. 99.1 del Convenio sobre Concesión de Patentes Europeas).

DESCRIPCIÓN

Tubo de acero para airbags y un proceso para la fabricación del mismo

Campo técnico

5 Esta invención se refiere a un tubo de acero para un airbag que tiene una alta resistencia con una resistencia a la tracción de al menos 1.000 MPa y una alta dureza expresada por vTrs100 de -80 °C o menos. También se refiere a un proceso para la fabricación del tubo de acero.

10 Más específicamente, esta invención se refiere a un tubo de acero para un airbag que se puede fabricar mediante un proceso relativamente económico y sencillo y que puede emplear tratamiento por calor de endurecimiento por temple durante un corto periodo de tiempo que utiliza un medio de calentamiento rápido tal como calentamiento por inducción a alta frecuencia y al proceso para la fabricación del tubo de acero.

Antecedentes de la técnica

15 En los últimos años, en la industria automovilística, se está promoviendo activamente la introducción de dispositivos dirigidos a incrementar la seguridad. Tales dispositivos incluyen sistemas airbag, los cuales se han desarrollado y montado en los vehículos. Un sistema airbag es un sistema que en el momento de una colisión automotriz despliega un airbag con gas o similar entre un pasajero y el volante, el cuadro de instrumentos u otro objeto antes de que el pasajero golpee estos objetos para absorber la energía cinética del pasajero y reducir sus heridas. En el pasado, los sistemas airbag habían usado compuestos químicos explosivos, pero en los últimos años, se han desarrollado y están siendo usados de manera creciente sistemas airbag que usan un gas de relleno a alta presión.

20 El sistema anteriormente descrito que usa un gas de relleno a alta presión siempre mantiene un gas a una alta presión, y en el momento de una colisión, el gas a alta presión se descarga dentro de un airbag todo a la vez. Por consiguiente, se aplica tensión a un tubo de acero usado como un acumulador para el gas a alta presión a una alta tasa de tensión en un periodo de tiempo extremadamente corto. Por lo tanto, a diferencia de un cilindro de presión convencional o un tubo de línea que es un mero componente estructural, se requiere que el tubo de acero anteriormente descrito tenga una alta resistencia y excelente resistencia a rotura por presión así como buena precisión dimensional, trabajabilidad, y soldabilidad.

25 Recientemente, los tubos de acero sin soldadura de ultra alta resistencia que tiene una resistencia a la tracción mayor que 1.000 MPa se está usando como acumuladores para los sistemas airbag para garantizar una alta presión de rotura incluso cuando se reducen el espesor de pared y el peso de los acumuladores. Por ejemplo, mientras que la presión de rotura de un acumulador hecho de un tubo de acero sin soldadura que tiene un diámetro exterior de 60 mm y un espesor de pared de 3,55 mm es solamente alrededor de 100 MPa cuando la TS es de 800 MPa, la presión de rotura incrementa a 130 MPa cuando la TS llega a ser de 1.000 MPa. Además, cuando se fijan el diámetro exterior de un tubo de acero para un acumulador de un airbag y la presión de rotura requerida, es posible disminuir el espesor de pared alrededor del 20 %.

35 Un acumulador también necesita tener excelente dureza a baja temperatura de manera que el acumulador no se someterá a fractura frágil y causará un accidente secundario en el momento de una colisión incluso en regiones frías.

40 Desde este punto de vista, se ha impartido alta resistencia y alta dureza a un tubo de acero sin soldadura para un acumulador una mediante endurecimiento por temple y revenido. Especialmente, después de que un acumulador se ha sometido a la reducción de diámetro descrita más adelante, se requiere que tenga suficiente dureza a baja temperatura en un intervalo de temperatura de -60 °C o menos.

45 Un acumulador de airbag generalmente se forma cortando un tubo de acero sin soldadura que es un tubo vacío para ser procesado a una longitud prescrita para obtener un tubo corto, sometiendo al menos un extremo del tubo corto a reducción de diámetro por trabajos tales como moldeado por presión o conformación por rotación (esta etapa se refiere como moldeado de botella), y terminando el tubo corto a un forma final para montar sobre un iniciador o similar. Por consiguiente, para garantizar el funcionamiento de un acumulador para un airbag, la dureza del tubo de acero sin soldadura usado como tubo vacío es algunas veces inadecuada. Esto es debido a que la dureza de la porción en forma de botella del acumulador resultante disminuye debido al trabajo final para la reducción de diámetro, de ese modo se pueden desarrollar grietas en esa porción cuando se aplica una alta presión al acumulador. Teniendo en consideración dicha disminución en la dureza, un tubo de acero sin soldadura usado en la fabricación de acumuladores de airbag necesita tener dureza a una temperatura inferior que la temperatura del ambiente de uso de un acumulador.

50 Desde este punto de vista, se requiere que un tubo de acero sin soldadura usado para constituir un acumulador tenga alargamiento al menos del 10 %, una resistencia a la tracción de al menos 1.000 MPa, y dureza a baja temperatura de modo que la apariencia de la fractura es dúctil en un ensayo de impacto Charpy a -80 °C y preferiblemente a -100 °C (concretamente, tiene dureza a baja temperatura de modo que vTrs100 es -80 °C o menos y preferiblemente -100 °C o menos).

El Documento de Patente 1 es un ejemplo de la técnica anterior relacionado con un tubo de acero sin soldadura para un sistema airbag que tiene una alta resistencia con una resistencia a la tracción de al menos 1.000 MPa y alta dureza. El Documento de Patente 1 propone un proceso para la fabricación de un tubo de acero sin soldadura para airbags que comprende producir un tubo de acero sin soldadura usando un acero que tiene una composición química en un cierto intervalo, someter el tubo de acero sin soldadura a estirado en frío para obtener un tubo de acero con dimensiones predeterminadas, endurecimiento por temple del tubo de acero después de calentar a una temperatura en el intervalo de al menos el punto de transformación A_{c3} a como máximo 1.050 °C, y realizar revenido del tubo a una temperatura en el intervalo de al menos 450 °C a como máximo el punto de transformación A_{c1} .

En ese documento se pretende que este proceso pueda proporcionar un tubo de acero sin soldadura que tenga excelente trabajabilidad y soldabilidad en el momento de la fabricación de un inflador para un airbag, el cual tenga una resistencia a la tracción de al menos 900 MPa como inflador, y el cual tenga alta dureza de modo que el tubo de acero presente ductilidad cuando se corta por la mitad y se somete a un ensayo de caída libre a -60 °C. Sin embargo, para obtener dicha resistencia y dureza, es necesario emplear un acero con composición que contenga una gran cantidad de Cr, por tanto este proceso es caro.

El Documento de Patente 2 describe que si se usa endurecimiento por temple mediante calentamiento por inducción a alta frecuencia, es posible fabricar un tubo de acero sin soldadura para un sistema airbag que tenga una alta resistencia con una resistencia a la tracción que excede los 1.000 MPa y una alta dureza debido al refinamiento de grano causado por el rápido calentamiento.

Con esa técnica, después de que se fabrique un tubo de acero sin soldadura usando un acero que tiene una composición química en un intervalo prescrito, a continuación, el tubo de acero sin soldadura se somete a estirado en frío para obtener un tubo de acero con dimensiones prescritas, a continuación, a calentamiento a 900 a 1.000 °C a una velocidad de calentamiento de al menos 10 °C por segundo, a temple, y a revenido a una temperatura no mayor que el punto de transformación A_{c1} . Se pretende que esta técnica alcance una alta dureza de modo que presente ductilidad en un ensayo de rotura a -80 °C o menos. En el Documento de Patente 2, se da un ejemplo específico de calentamiento a una velocidad de 20 °C por segundo para endurecimiento por temple. Sin embargo, teniendo en consideración la productividad industrial, es deseable realizar calentamiento rápido en un periodo de tiempo más corto y acortar el tiempo de reposo a la temperatura que se alcanza. Cuando se realiza tratamiento por calor con calentamiento rápido en un corto periodo de tiempo y un corto tiempo de reposo, la temperatura que se alcanza puede caer localmente por debajo del punto A_{c3} debido a variaciones en la temperatura de calentamiento. Por lo tanto, si es posible, es deseable fijar la temperatura de calentamiento sobre el lado alto. Sin embargo, con calentamiento por inducción a alta frecuencia, debido a la rapidez del calentamiento, se puede dar el problema de sobrepaso ("overshooting") en el que la temperatura de calentamiento es más allá de la temperatura fijada. Por esta razón, es necesario tener en consideración el caso en el que la temperatura que se alcanza durante el calentamiento por inducción a alta frecuencia para temple excede los 1.000 °C. Sin embargo, el Documento de Patente 2 no dice nada sobre este problema que se da durante la fabricación en serie. Además, indica que una temperatura de más de 1.000 °C conduce a crecimiento de los granos gamma (γ) y una disminución en la dureza.

El Documento de Patente 3 describe ejemplos en los que el calentamiento por inducción a alta frecuencia se emplea para endurecimiento por temple. Sin embargo, como se muestra en la Tabla 3 de los ejemplos de ese documento, solamente se contempla el calentamiento durante un corto periodo de tiempo en el intervalo de 900 a 1.000 °C. Por tanto, la técnica descrita en este documento tiene los mismos problemas discutidos para el Documento de Patente 2.

El Documento de Patente 4 describe el endurecimiento por temple mediante calentamiento por inducción a alta frecuencia, pero los ejemplos son el resultado de calentar en el intervalo de 920 a 940 °C, por tanto la técnica descrita en este documento tiene los mismos problemas discutidos para el Documento de Patente 2.

Documentos de la técnica anterior

Documentos de patente

Documento de Patente 1: JP 2004-76034 A

Documento de Patente 2: WO 2004/104255 A1 (con EP 1637619 A1 que pertenece a la misma familia de patente)

Documento de Patente 3: WO 2002/079526 A1

Documento de Patente 4: US 2006/0169368 A1

Compendio de la invención

Por tanto, en el pasado ya se habían propuesto un número de tubos de acero sin soldadura para airbags, pero en los últimos años, ha habido una demanda de que los tubos de acero para airbags que tienen una alta resistencia del grado de 1.000 MPa en la resistencia a la tracción presenten ductilidad en un ensayo de rotura a -60 °C y preferiblemente a -80 °C. Desde el punto de vista de incrementar el grado de libertad de diseño en el trabajo de un tubo de acero para formar un acumulador, con tubos de acero que encuentran esta resistencia a rotura por presión,

la temperatura más baja a la que se presenta fractura dúctil al 100 % en un ensayo de impacto Charpy (vTrs100) es de -80 °C o menos y preferiblemente de -100 °C o menos.

En los documentos de la técnica anterior conocidos, los casos en los que se han determinado la dureza a baja temperatura y la resistencia a rotura por presión como resultado de endurecimiento por inducción (endurecimiento por temple con calentamiento por inducción a alta frecuencia) seguido de revenido son los casos en los que la temperatura de calentamiento por calentamiento rápido con altas frecuencias estaba en el intervalo de 900 a 1.000 °C. Cuanto más bajo sea el espesor de pared de un tubo de acero, mayores son las fluctuaciones en la temperatura de calentamiento en la producción en serie por el propiamente dicho endurecimiento por inducción. En este caso, la temperatura de calentamiento llega a ser demasiado baja o mayor que 1.000 °C, y hay el problema de una disminución en el rendimiento debido a una disminución en la estabilidad del funcionamiento de un producto que no se podía predecir por la técnica anterior.

Por ejemplo, según las enseñanzas de los presentes inventores, puesto que el tubo de acero en el Documento de Patente 1 contiene una gran cantidad de Cr, tiene los problemas de que su capacidad de estirado en frío es insuficiente. Para conseguir un alto porcentaje de trabajo en una fase de estirado en frío, es necesario realizar recocido para ablandamiento intermedio un número de veces, incrementando así los costes de fabricación. Además, el hecho de que se presente ductilidad en un ensayo de peso de gota a -60 °C no significa necesariamente que se presente ductilidad en un ensayo de rotura a -60 °C.

Es deseable simplificar las etapas de fabricación para llevar a cabo eficazmente la producción en serie. En los documentos de la técnica anterior conocidos, la suma de los contenidos de Cr y Mo en la composición de acero es en su mayoría mayor que 0,6 %. Si un tubo de acero sin soldadura contiene dicha gran cantidad de Cr o Mo, su resistencia llega a ser alta debido al enfriamiento al aire después de la fabricación del tubo de acero sin soldadura en un estado caliente, y llega a ser difícil el estirado en frío. Como resultado, el recocido para ablandamiento después del estirado en frío llega a ser necesario, y un proceso de fabricación llega a ser complicado, incrementado de ese modo los costes de fabricación.

Aunque no se mencionan en los documentos de patente anteriormente descritos, hay muchos ejemplos de tubos de acero para airbags que no contienen Cr o Mo o en los que el contenido total de estos elementos se suprime a un nivel bajo como máximo del 0,6 %. Sin embargo, en tales ejemplos conocidos de composiciones de acero, no hay ejemplos en los que mientras que tiene una resistencia a la tracción de al menos 1.000 MPa, la temperatura más baja para fractura dúctil al 100 % (vTrs100) es de -80 °C o menos o se presenta fractura dúctil en un ensayo de rotura a -60 °C. Hay ejemplos que tienen una resistencia que excede los 1.000 MPa en estos documentos de la técnica anterior, pero en estos ejemplos, no es posible obtener simultáneamente dicha alta resistencia a la tracción y excelente dureza a baja temperatura de una manera estable.

El objetivo de la presente invención es proporcionar un tubo de acero para un airbag que tenga las propiedades actualmente demandadas de un acumulador para un airbag, concretamente, la capacidad de enfrentarse adecuadamente con incrementos en la presión del acumulador y disminuciones en el espesor de pared de un tubo de acero, que sea económico, y que tenga buena aplicabilidad de endurecimiento por temple mediante calentamiento por inducción a alta frecuencia sobre una escala realizada en la producción en serie. También es un objetivo proporcionar un proceso para la fabricación de este tubo de acero.

Objetivos técnicos más específicos de la presente invención son los siguientes.

(I) Hay un deseo de un tubo de acero para un airbag que como producto final tenga una resistencia a la tracción de al menos 1.000 MPa y preferiblemente al menos 1.050 MPa y que tenga excelente dureza a baja temperatura de modo que presente fractura dúctil en un ensayo de rotura a -60 °C y que en particular tenga la temperatura más baja para la fractura dúctil al 100 % (vTrs100) que es de -80 °C o menos y preferiblemente -100 °C o menos. Esto será referido como objetivo técnico (I).

(II) Hay un deseo de un tubo de acero descrito anteriormente en (I) que suprima los costes de aleación, y particularmente que disminuya tanto como sea posible el uso de Mo, el cual se ha usado mucho en el pasado con el objetivo de incrementar la resistencia. Esto será referido como objetivo técnico (II).

(III) Para el tubo de acero anteriormente descrito en (I), hay un deseo de un diseño de aleación que pueda minimizar el número de veces que se lleva a cabo el recocido para ablandamiento en una etapa de estirado en frío. Más específicamente, hay un deseo de un diseño de aleación que tenga buena trabajabilidad en frío de modo que un porcentaje de trabajo al menos del 40 % se puede realizar sin llevar a cabo recocido para ablandamiento intermedio en una etapa de estirado en frío de un tubo. Esto será referido como objetivo técnico (III).

(IV) Como un modo más preferido, hay un deseo de un diseño de aleación que pueda fabricar el tubo de acero anteriormente descrito en (I) en un estado en el que las propiedades se obtienen de manera estable por temple con calentamiento por inducción a alta frecuencia en una escala de producción en serie. Más específicamente, hay un deseo de un proceso de fabricación de un tubo de acero para un airbag que pueda producir un producto

que tenga una alta dureza de al menos un nivel prescrito incluso cuando la temperatura de calentamiento para endurecimiento por temple excede los 1.000 °C (tal como 1.020 a 1.040 °C). Esto será referido como objetivo técnico (IV).

5 Para conseguir los objetivos anteriormente descritos, los presentes inventores investigaron la relación entre elementos de aleación, resistencia, y dureza a baja temperatura en un tubo de acero sin soldadura para un sistema airbag el cual se somete a endurecimiento por temple y revenido después de trabajar en frío. Como resultado, inesperadamente encontraron que en contra del conocimiento existente, un equilibrio entre la excelente resistencia y dureza que se desean actualmente se obtiene mediante un acero que contiene un nivel bajo de Mn y una cantidad limitada de Cr, el cual hasta ahora se ha añadido en una gran cantidad, y que contiene cantidades adecuadas de
10 Cu, Ni, Ti y B, incluso si no se añade Mo.

Concretamente, los presentes inventores estudiaron el efecto de los elementos de aleación sobre la resistencia y dureza de un tubo de acero sin soldadura para un sistema airbag que se fabrica llevando a cabo endurecimiento por temple y revenido después de trabajar en frío y que tiene una TS que excede los 1.000 MPa. Como resultado, obtuvieron el siguiente conocimiento y completaron la presente invención.

15 (i) Encontraron que para conseguir simultáneamente los objetivos anteriormente descritos (I), (II) y (III), es eficaz contener cantidades adecuadas de C, Si, Mn, Al, Ca, Nb, Ti y B; limitar la cantidad de Cr, el cual hasta ahora se ha añadido en una gran cantidad con el fin de obtener una alta resistencia, a como máximo 0,5 % sin adición de Mo (si es necesario es permisible un pequeño contenido de menos del 0,1 % de Mo) y en su lugar hacer los contenidos de Cu y Ni cada uno del 0,01 a 0,50 % siendo el contenido total de Cu y Ni al menos
20 $\{(Cr+Mo)^2+0,3\}$.

(ii) También encontraron que cuando la temperatura de calentamiento en el momento de calentamiento rápido para endurecimiento por temple alcanza 1.040 °C, por ejemplo, el cual es mayor que el límite superior para el intervalo objetivo (1.000 °C), concretamente, con respecto al objetivo anteriormente descrito (IV), es posible conseguir simultáneamente la resistencia y dureza objetivos anteriormente descritas conteniendo Ti en una
25 cantidad de más del 0,02 % y como máximo 0,05 %.

La presente invención se completó basándose en las anteriores enseñanzas e investigaciones adicionales.

La presente invención se define en las reivindicaciones.

30 La presente invención puede proporcionar un tubo de acero sin soldadura que tiene una resistencia extremadamente alta y excelente resistencia a rotura por presión a bajas temperaturas. Por lo tanto, la presente invención contribuye notablemente a un incremento en la presión (una presión de al menos 145 MPa) y una disminución en el espesor de pared (tal como un tubo de acero sin soldadura con un espesor de pared de 3,6 mm a 1,7 mm y un diámetro de 60,3 mm a 25,0 mm) de un acumulador de airbag que tiene un extremo que se ha sometido a reducción de diámetro.

Breve explicación de los Dibujos

35 La Figura 1 es un gráfico que muestra la relación entre Cr+Mo y Cu+Ni en un modo preferido de la presente invención.

La Figura 2 es una vista exploratoria de una pieza de ensayo usada para evaluar las propiedades en los ejemplos de la presente invención.

Modos para llevar a cabo la invención

40 A continuación, se describirán las razones para las limitaciones sobre la composición química de un tubo de acero según la presente invención y sobre un proceso de fabricación para el tubo de acero.

(A) Composición química del acero

En esta descripción, a menos que se especifique lo contrario, % significa % en masa.

C: 0,05 a 0,20 %

45 C es un elemento que es eficaz en incrementar económicamente la resistencia del acero. Cuando su contenido es menos del 0,05 %, es difícil obtener una resistencia a la tracción deseada de al menos 1.000 MPa, mientras que si su contenido excede el 0,20 %, disminuye la trabajabilidad y soldabilidad. Por consiguiente, el contenido de C se hace del 0,05 % al 0,20 %. Un intervalo preferido para el contenido de C es 0,07 a 0,17 %.

Si: 0,10 a 0,50 %

50 Si es un elemento que tiene una acción de desoxidización y que incrementa la templabilidad del acero incrementado de ese modo su resistencia. Por lo tanto, el contenido de Si necesita ser al menos del 0,10 %. Sin embargo, la dureza disminuye si su contenido excede el 0,50 %, por tanto el contenido de Si se hace del 0,10 al 0,50 %. Un intervalo preferido para el contenido de Si es 0,20 % a 0,50 %.

ES 2 726 767 T3

Mn: 0,10 a 1,00 %

5 Mn es un elemento que tiene una acción de desoxidación y que es eficaz en incrementar la templabilidad del acero incrementando de ese modo su resistencia y dureza. Sin embargo, si su contenido es menos del 0,10 %, no se obtienen suficiente resistencia y dureza, mientras que si su contenido excede el 1,00 %, produce crecimiento de MnS, conduciendo a una disminución en la dureza debido a la extensión de MnS que se da durante el laminado en caliente. En la presente invención, es necesario garantizar una resistencia a la tracción objetivo de al menos 1.000 MPa y excelente resistencia a rotura por presión a baja temperatura incluso cuando Mn se suprime a como máximo el 1,00 %, y como se describe a continuación, el mejoramiento de la templabilidad se consigue añadiendo B. Por lo tanto, el contenido de Mn se hace del 0,10 al 1,00 %. El contenido de Mn es preferiblemente del 0,40 al 0,90 % desde el punto de vista de un equilibrio entre resistencia y dureza.

P: como máximo 0,025 %

15 P provoca una disminución en la dureza causada por segregación del límite de grano. La disminución en la dureza llega ser particularmente acusada cuando su contenido excede el 0,025 %. Por consiguiente, el contenido de P se hace como máximo del 0,025 %. El contenido de P es preferiblemente como máximo del 0,020 %, y es aún más preferiblemente como máximo del 0,015 %.

S: como máximo 0,005 %

20 S disminuye la dureza particularmente en la dirección T de un tubo de acero, concretamente, en la dirección perpendicular a la dirección de laminado (dirección longitudinal) de un tubo de acero. Si su contenido excede el 0,005 %, la disminución en la dureza en la dirección T del tubo de acero llega a ser particularmente acusada. Por consiguiente, el contenido de S se hace como máximo del 0,005 %. El contenido de S es preferiblemente como máximo del 0,003 %.

Al: al menos 0,005 % y como máximo 0,10 %

25 Al es un elemento que tiene una acción de desoxidación y que es eficaz en incrementar la dureza y trabajabilidad. Sin embargo, si se contiene más del 0,10 %, la ocurrencia de marcas de arena llega a ser acusada. Por consiguiente, el contenido de Al se hace como máximo del 0,10 %. Para obtener estos efectos de Al, es necesario contener al menos 0,005 %. El contenido de Al en la presente invención está indicado por el contenido de Al soluble en ácido (referido como Al sol.).

Ca: 0,0005 a 0,0050 %

30 Ca fija S, el cual está presente en el acero como una impureza inevitable, como un sulfuro, mejorando de ese modo la anisotropía de la dureza e incrementando la dureza en la dirección T de un tubo de acero. Como resultado, tiene el efecto de incrementar la resistencia a rotura por presión. Este efecto se presenta cuando su contenido es al menos del 0,0005 %. Sin embargo, si se contiene más del 0,0050 %, las inclusiones incrementan, y la dureza termina disminuyendo. Por consiguiente, el contenido de Ca se hace del 0,0005 al 0,0050 %.

Nb: 0,005 a 0,050 %

35 Nb se dispersa finamente en el acero como carburos y es eficaz en sujetar fuertemente los límites de grano. Como resultado, tiene el efecto de refinar los granos de cristal e incrementar de ese modo la dureza del acero. Para obtener este efecto, su contenido se hace al menos del 0,005 %, pero si está contenido más del 0,050 %, los carburos crecen y la dureza termina disminuyendo. Por consiguiente, el contenido de Nb se hace del 0,005 al 0,050 %.

40 Ti: 0,005 a 0,050 %

45 Ti fija N en el acero y tiene el efecto de incrementar la dureza. Además, los nitruros de Ti finalmente dispersos tienen los efectos de sujetar fuertemente los límites de grano, refinando los granos de cristal, e incrementando la dureza del acero. La fijación de N en el acero es también importante en obtener el efecto de B descrito a continuación. Por consiguiente, para obtener estos efectos, está contenido al menos 0,005 % de Ti. Sin embargo, si se contiene más de 0,050 %, los nitruros crecen y la dureza termina disminuyendo. Por consiguiente, el contenido de Ti se hace del 0,005 al 0,050 %. En particular, cuando se lleva a cabo el endurecimiento por temple por calentamiento rápido, los granos de cristal crecen fácilmente debido a una temperatura de calentamiento en exceso conduciendo a una disminución en la dureza, por tanto es deseable utilizar suficientemente el efecto de los nitruros de Ti sobre la sujeción de los límites de grano de cristal. Por esta razón, un contenido de Ti preferido es mayor que 0,020 % a 0,035 %.

B: 0,0005 a 0,0050 %

B se segrega en los límites de grano en el acero, mejorando notablemente de ese modo la templabilidad del acero y contribuyendo a incrementar su dureza. Estos efectos se presentan cuando su contenido se hace al menos del 0,0005 %. Sin embargo, si se contiene más del 0,0050 %, los boruros precipitan toscamente en los límites de grano,

y la dureza termina disminuyendo. Por consiguiente, el contenido de B se hace del 0,0005 al 0,0050 %. Preferiblemente, es como máximo 0,0030 %.

En la presente invención, ya que el límite superior sobre el contenido de Mn se limita al 1,00 %, la resistencia se incrementa mejorando la templabilidad debido a la adición de B.

- 5 Si B no está en una solución sólida, no se segrega en los límites de grano. Por consiguiente, N, el cual forma fácilmente un compuesto con B, es fijado preferiblemente por Ti, y B está preferiblemente contenido en al menos una cantidad que es fijada por N. Desde este punto de vista, el contenido de B preferiblemente cumple la relación dada por las siguientes Ecuaciones (2) o (3) basadas en las proporciones estequiométricas de B, Ti y N.

Cuando $N - Ti/3,4 \leq 0$, entonces

10
$$B \geq 0,0005 \dots (2)$$

Cuando $N - Ti/3,4 > 0$, entonces

$$B - (N - Ti/3,4) \times (10,8/14) \geq 0,0005 \dots (3)$$

En la Ecuación (2), B, N y Ti indican los contenidos en porcentaje en masa de esos elementos.

N: 0,002 a 0,010 %

- 15 N es una impureza que está inevitablemente presente en el acero. Sin embargo, en la presente invención, es importante controlar el contenido de N para dispersarlo formando nitruros con Ti y utilizar completamente el efecto de los nitruros resultantes sobre la sujeción de los límites de grano. Para presentar este efecto, el contenido de N se hace al menos del 0,002 %. Sin embargo, si el contenido de N está en exceso, incrementa el N en solución sólida y forma un compuesto con B, conduciendo a una disminución en la cantidad de B en solución sólida. Por consiguiente,
20 el límite superior sobre el contenido de N se hace como máximo del 0,010 %. Un intervalo preferido para el contenido de N es 0,002 a 0,008 %.

- En un acero según la presente invención, se disminuye el contenido de Cr, e incluso si se añade Mo, Mo se limita a una cantidad extremadamente pequeña, añadiéndose Cu y Ni. Por lo tanto, incluso si se añade B, se suprime la precipitación de carboboruros con Cr y Mo, lo cual es deseable desde el punto de vista de mejora de la resistencia y
25 dureza.

Cu: 0,01 a 0,50 %

- Cu tiene los efectos de incrementar la templabilidad del acero e incrementar de ese modo su resistencia y dureza. Estos efectos se presentan si su contenido es al menos del 0,01 % y preferiblemente al menos del 0,03 %. Sin embargo, contener Cu más del 0,50 % conduce a un incremento acusado en los costes de aleación. Por
30 consiguiente, el contenido de Cu se hace del 0,01 al 0,50 %. Un contenido preferido es al menos del 0,03 % y particularmente al menos del 0,05 %. Más preferiblemente, es al menos del 0,15 %.

Ni: 0,01 a 0,50 %

- Ni tiene los efectos de incrementar la templabilidad del acero e incrementar de ese modo su resistencia y dureza. Este efecto se produce cuando su contenido es al menos del 0,01 % y preferiblemente al menos del 0,03 %. Sin embargo, un contenido de Ni que excede el 0,50 % conduce a costes de aleación excesivamente altos. Por
35 consiguiente, el contenido de Ni se hace del 0,01 al 0,50 %. Un contenido de Ni preferido es al menos del 0,03 % y particularmente al menos del 0,05 %, y más preferiblemente al menos del 0,15 %.

Cr: 0,01 a 0,50 %

- Cr tiene el efecto de incrementar la templabilidad del acero y también de incrementar su resistencia a ablandamiento por revenido, incrementando de ese modo la resistencia y dureza. Estos efectos se presentan cuando el contenido de este elemento es al menos del 0,01 %. Sin embargo, un contenido de Cr que excede el 0,50 % es inadecuado debido a que conduce a resistencia en exceso en el momento de estirado en frío y disminuye la trabajabilidad. Por
40 consiguiente, el contenido de Cr es del 0,01 al 0,50 %. Preferiblemente es del 0,18 al 0,40 %.

El equilibrio entre los contenidos de Cu, Ni, Cr, y Mo se limita como se describe a continuación.

- 45 Los límites sobre los contenidos de Cu, Ni, Cr y Mo se dan por la ecuación:

En la presente invención, cuando se añade Mo, los contenidos de Cu, Ni, Cr y Mo cumplen la siguiente relación.

Cr y Mo obstruyen la esferoidización de cementita que precipita en el momento de revenido. Además, en un acero que contiene B como en la presente invención, estos elementos forman fácilmente compuestos de boro (boruros) en los límites de grano, conduciendo a una disminución en la dureza particularmente con un material de alta resistencia.

5 Por lo tanto, para un tubo de acero de alta resistencia y alta dureza para un airbag, el cual es el objetivo de la presente invención, es más adecuado incrementar la resistencia añadiendo Cu o Ni en lugar de conseguir un incremento en la resistencia conteniendo Cr (con Mo limitante a una cantidad extremadamente pequeña cuando se añade Mo). Específicamente, es importante para el equilibrio de los contenidos de Cr, Mo, Cu y Ni cumplir la siguiente Ecuación (1).

$$\text{Cu} + \text{Ni} \geq (\text{M})^2 + 0,3 \quad \dots \quad (1)$$

M en la Ecuación (1) indica Cr+Mo, y el símbolo para cada elemento indica el contenido en porcentaje en masa de dicho elemento. Cuando Mo no está contenido, cero es sustituido para Mo en Cr+Mo.

Los siguientes elementos no necesitan estar contenidos, pero se puede contener como sea necesario.

10 Mo: menos del 0,10 %

Como norma, Mo no está contenido en la presente invención, pero si se desea, se puede contener una cantidad extremadamente pequeña de Mo. Mo tiene el efecto de incrementar la templeabilidad del acero e incrementar su resistencia a ablandamiento por revenido, incrementando de ese modo la resistencia y dureza. Estos efectos se pueden observar incluso con una cantidad extremadamente pequeña, pero para obtener estos efectos con certeza, 15 es preferible contener al menos el 0,01 % de Mo. Sin embargo, contener el 0,10 % o más de Mo conduce a costes de aleación en exceso. Además, si el contenido de Mo es alto, en el enfriamiento al aire después de moldeado de tubo en caliente de un tubo de acero sin soldadura, hay una tendencia de incrementar la resistencia, y el recocido para ablandamiento antes del estirado en frío llega a ser necesario, conduciendo a un incremento en los costes de fabricación. Por consiguiente, cuando se añade Mo, el contenido de Mo se hace de menos del 0,10 %.

20 V: 0,02 a 0,20 %

V tiene el efecto de incrementar la resistencia del acero mediante refuerzo por precipitación. Este efecto de V se presenta cuando su contenido es al menos del 0,02 %, pero la dureza disminuye cuando su contenido excede el 0,20 %. Por consiguiente, el contenido de V cuando se añade se hace del 0,02 al 0,20 %. Un intervalo preferido para el contenido de V es 0,03 a 0,10 %.

25 A continuación, se describirán las razones para las limitaciones sobre el proceso de fabricación para un tubo de acero sin soldadura según la presente invención.

(B) Material de partida

En la presente invención, no hay limitaciones particulares sobre un bloque de acero que es un material de partida para un tubo de acero. Puede ser un miembro de colada que se funde mediante una máquina de colada continua que tiene un molde con forma de columna, o se puede fundir en un molde rectangular y, a continuación, se moldea dentro de la forma de una columna forjando en caliente. En un acero según la presente invención, se suprime la adición de Cr (o Cr y Mo cuando se añade Mo), el cual es un elemento estabilizador de ferrita, y se añaden Cu y Ni, los cuales son elementos estabilizadores de austenita. Por lo tanto, incluso cuando se lleva a cabo moldeado por colada continua para formar una palanquilla de colada continua (CC) redonda, la presente invención tiene un efecto significativo de prevención de grietas de la línea central de la palanquilla, y es posible emplear una palanquilla de CC redonda como material de partida. 30 35

Si hay muchas grietas en el centro de una palanquilla de CC redonda, durante el enderezamiento de un tubo de acero sin soldadura que se lleva a cabo después del trabajo en frío y particularmente de estirado en frío de un tubo madre, las grietas se extienden y algunas veces dan como resultado la formación de grietas que se originan desde la superficie interna cuando se lleva a cabo el trabajo final para la reducción de diámetro sobre el tubo después de endurecimiento por inducción y revenido. Por consiguiente, la composición del acero según la presente invención es adecuada para un tubo de acero sin soldadura para un acumulador de airbag particularmente cuando se usa una palanquilla de CC redonda como material de partida. 40

(C) Moldeado de tubo en caliente

45 En la presente invención, se puede fabricar un tubo de acero usando la palanquilla descrita en (B) que tiene su composición química ajustada de la manera anteriormente descrita como material de partida, y no hay limitaciones particulares sobre un método de fabricación del tubo de acero. Por ejemplo, se puede usar el método de mandril Mannesmann.

(D) Trabajo en frío

50 Un tubo de acero en la forma de un tubo de acero sin soldadura que se fabrica de la manera anteriormente descrita se somete a trabajo en frío bajo las condiciones que proporcionan una precisión dimensional prescrita y condiciones de superficie. El trabajo en frío puede ser cualquier tipo que pueda proporcionar una precisión dimensional prescrita y condiciones superficiales. Por lo tanto, no es necesario limitar el método de trabajo en frío a un método específico

tal como estirado en frío, laminado en frío, o similares. El porcentaje de trabajo es preferiblemente al menos 3 % en el término de reducción de área (disminución de porcentaje en la sección transversal). Es preferiblemente menos del 50 % puesto que si excede el 50 %, hay ocurrencia generalmente acusada de arrugas sobre la superficie interior. El trabajo en frío algunas veces se realiza múltiple veces para obtener las dimensiones de un producto final. Sin embargo, cuanto menor llega a ser el espesor de pared, concretamente, cuanto mayor porcentaje de trabajo, mayor es el incremento en la resistencia del tubo de acero debido al endurecimiento por trabajo. Como resultado, llega a ser más fácil que se den grietas durante el trabajo, y llega a ser necesario realizar tratamiento por calor intermedio con el propósito de ablandamiento. Al usar un acero con una composición química limitada como en (A), la resistencia del tubo madre es bajo, y la resistencia no llega a ser excesivamente alta durante el trabajo en frío. Por lo tanto, se puede omitir el tratamiento por calor de ablandamiento antes del trabajo en frío, lo cual es ventajoso. Un acero según la presente invención puede conseguir un porcentaje de trabajo con una reducción de área de al menos 40 % y preferiblemente mayor que 40 % sin llevar a cabo preliminarmente ablandamiento o recocido para ablandamiento intermedio.

En la presente invención, la reducción de área es la misma que la disminución de porcentaje en la sección trasversal y se define por la siguiente ecuación.

$$\text{Reducción de área (\%)} = (S_0 - S_f) \times 100 / S_0$$

S_0 : área de la sección transversal del tubo de acero antes de trabajar en frío.

S_f : área de la sección transversal del tubo de acero después de la finalización del trabajo en frío.

Cuando el trabajo se lleva a cabo un pluralidad de veces sin recocido para ablandamiento intermedio, la reducción total del área es la reducción anteriormente descrita del área para el trabajo en frío. Por supuesto, la presente invención no excluye el trabajo en frío llevado a cabo con recocido para ablandamiento intermedio.

(E) Enderezamiento

Puesto que la presente invención pretende proporcionar un tubo de acero sin soldadura que tenga una resistencia a la tracción que exceda los 1.000 MPa y que tenga precisión dimensional, una condición de superficie, y dureza a baja temperatura necesaria para un sistema airbag, la resistencia después del estirado en frío tiene una tendencia de llegar a ser mayor que con un acero convencional, y hay la posibilidad del doblado del tubo de acero debido a la recuperación elástica, por ejemplo. Si el tubo de acero se somete a doblado, hay una preocupación de que el tubo de acero no pase recto a través de la bobina de alta frecuencia en el momento del endurecimiento por temple descrito a continuación con calentamiento por inducción a alta frecuencia. Por consiguiente, antes del endurecimiento por temple por calentamiento por inducción a alta frecuencia, el enderezamiento se lleva a cabo sobre el tubo el que se sometió a trabajo en frío (tal como estirado en frío).

No hay limitaciones sobre un método de enderezamiento, pero preferiblemente se emplea un método en el que se proporcionan cuatro soportes de rodillo del tipo doble rodillo, los centros de los huecos entre rodillos de cada soporte se desvían uno respecto al otro (concretamente, se desplazan), se ajustan los huecos entre rodillos, y un tubo de acero es doblado de un lado para otro pasando a través de los huecos entre rodillos.

A mayor porcentaje de trabajo cuando se dobla de un lado para otro, mayor es el efecto de enderezamiento. Por lo tanto, se prefiere hacer el desplazamiento al menos del 1 % del diámetro exterior del tubo de acero siendo el hueco entre rodillos hecho como máximo del 1 % del diámetro exterior del tubo de acero. El desplazamiento está hecho ventajosamente como máximo del 50 % del diámetro exterior del tubo de acero siendo el hueco entre rodillos hecho al menos del 5 % del diámetro exterior del tubo de acero para prevenir problemas tales como la ocurrencia de pliegues sobre la superficie interior del tubo de acero.

(F) Tratamiento por calor

Después del enderezamiento anteriormente descrito (E), el tratamiento por calor se lleva a cabo sobre el tubo de acero para garantizar la resistencia necesaria del tubo de acero e incrementar la dureza en la dirección T suficientemente para garantizar la resistencia a rotura por presión. Para proporciona un tubo de acero con una alta resistencia de al menos 1.000 MPa en resistencia a la tracción junto con resistencia a rotura por presión, el tratamiento por calor se lleva a cabo por calentamiento a una temperatura no inferior del punto de transformación Ac_3 seguido por enfriamiento rápido y, a continuación, revenido a una temperatura no mayor que el punto de transformación Ac_1 .

Si la temperatura de calentamiento antes del enfriamiento rápido es menos del punto de transformación Ac_3 al que se forma una fase austenítica única, no es posible garantizar buena dureza en la dirección T (y por consiguiente buena resistencia a rotura por presión). Por otro lado, si la temperatura de calentamiento es demasiado alta, los granos de austenita comienzan fácilmente a transformarse rápidamente en granos gruesos, dando como resultado una disminución en la dureza. Por lo tanto, la temperatura de calentamiento es como máximo 1.050 °C. Después de calentamiento rápido a una temperatura de al menos el punto de transformación Ac_3 que está en la región austenítica, la temperatura se mantiene durante un corto periodo de tiempo para refinar el diámetro de grano de austenita, haciendo de ese modo posible garantizar dureza extremadamente alta.

5 Para realizar este rápido calentamiento y mantenimiento durante un corto periodo de tiempo, se emplea calentamiento por inducción a alta frecuencia desde el punto de vista de la productividad. La rapidez de calentamiento en este momento se puede ajustar mediante la velocidad de alimentación del tubo de acero que pasa a través de la bobina de alta frecuencia y es preferiblemente al menos alrededor de 25 °C por segundo. Más preferiblemente es al menos 50 °C por segundo y aún más preferiblemente es al menos 100 °C por segundo.

10 El enfriamiento después de calentar a una temperatura de al menos el punto de transformación Ac_3 se hace por enfriamiento rápido para obtener la resistencia a la tracción deseada de al menos 1.000 MPa de manera estable y con certeza y preferiblemente se lleva a cabo por enfriamiento rápido tal como por temple con agua. Específicamente, la velocidad de enfriamiento en el intervalo de temperatura de 800 a 500 °C en el enfriamiento rápido es preferiblemente al menos 50 °C por segundo. Más preferiblemente es al menos 125 °C por segundo.

15 El tubo de acero que se ha enfriado rápidamente a la proximidad de la temperatura ambiente se somete a revenido a una temperatura no mayor que el punto de transformación Ac_1 para impartir la resistencia a la tracción deseada de al menos 1.000 MPa y la resistencia a rotura por presión. Si la temperatura de revenido excede el punto de transformación Ac_1 , llega a ser difícil de alcanzar las propiedades anteriormente descritas de manera estable y con certeza.

Después de revenido, se pueden enderezar los recodos usando un enderezador adecuado o similar mediante un método tal como uno descrito en (E). Incluso si se usa un tubo madre que tiene la composición de acero descrita en (A), algunas veces no es posible garantizar de manera estable la resistencia y dureza deseada en la presente invención si la velocidad de calentamiento y la velocidad de enfriamiento durante el temple son inadecuadas.

20 Como ya se indicó, un tubo de acero sin soldadura que se sometió a revenido de esta manera se corta a una longitud prescrita para obtener un tubo corto, a continuación, al menos un extremo del tubo corto se somete a una reducción en diámetro por moldeado a presión o conformación por rotación, y finalmente se trabaja a una forma necesaria para montaje de un iniciador o similar, antes de que se use como acumulador de airbag.

Ejemplos

25 Ejemplo 1

Este ejemplo ilustró los experimentos que se realizaron con el propósito de investigar la relación entre la composición de acero y la dureza a baja temperatura de materiales que se fabricaron mientras que se simulaban las condiciones de fabricación durante un tubo de acero sin soldadura.

30 Se prepararon seis tipos de aceros que tenían las composiciones químicas mostradas en la Tabla 1 mediante fusión al vacío. Después de laminado en caliente, se sometieron a laminado en frío para obtener láminas de acero con un espesor de 5 mm (porcentaje de trabajo del 40 %). A continuación, se calentaron por calentamiento por inducción a alta frecuencia a 920 °C a una velocidad media de incremento de temperatura de 300 °C por segundo, se mantuvieron a 920 °C durante 5 segundos, a continuación, se sometió a temple por enfriamiento con agua, y se sometió a revenido. Se tomó una pieza de ensayo de tracción N.º 14A especificada por JIS Z 2201 (diámetro de la porción paralela: 4 mm, longitud de la porción paralela: 20 mm) de cada lámina que se sometió a este tratamiento por calor en la dirección perpendicular a la dirección de laminado para realizar sobre la misma un ensayo de tracción de acuerdo con JIS Z 2241. De esta manera, se tomó una pieza de ensayo de Charpy de subtamaño de muesca en V que tenía un ancho de 2,5 mm de cada lámina de acero tratada con calor en la dirección perpendicular a la dirección de laminado de acuerdo con JIS Z 2242 para realizar sobre la misma un ensayo de impacto de Charpy.

40

Tabla 1

N.º Acero	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Ti	Nb	Ca	B	solAl	N
1	0,14	0,30	0,67	0,015	0,002	0,15	0,10	0,30	0,01	0,020	0,027	0,0022	0,0015	0,038	0,0042
2	0,12	0,30	0,77	0,015	0,002	0,20	0,21	0,42	0,09	0,025	0,026	0,0020	0,0012	0,031	0,0033
3	0,11	0,29	0,82	0,012	0,002	0,23	0,25	0,50	0,10	0,009	0,025	0,0020	0,0006	0,031	0,0045
4	0,14	0,29	0,83	0,012	0,002	0,25	0,31	0,40	0,05	0,010	0,026	0,0022	0,0008	0,032	0,0028
5	0,13	0,30	0,52	0,012	0,002	0,25	0,23	0,25	0,01	0,019	0,026	0,0023	0,0007	0,032	0,0052
6	0,14	0,29	0,50	0,011	0,002	0,42	0,43	0,50	0,10	0,020	0,022	0,0023	0,0006	0,031	0,0024
7	0,15	0,28	0,52	0,014	0,0013	0,24	0,26	0,31	0	0,025	0,024	0,0009	0,0013	0,032	0,0039
8	0,16	0,28	0,68	0,014	0,0013	0,24	0,10	0,15	0	0,025	0,024	0,0015	0,0011	0,032	0,0044

La Tabla 2 muestra la resistencia a la tracción (TS, del inglés "Tensile Strength") de cada acero obtenida en el ensayo de tracción y la temperatura más baja de fractura dúctil al 100 % (vTrs100) obtenida en el ensayo de impacto de Charpy.

5 Para los aceros 1 a 3, se ajustó la TS a la proximidad de 1.000 MPa ajustando la temperatura de revenido, pero no se cumplió la Ecuación (1), por tanto vTrs100 llegó a ser mayor que -80 °C. Por lo tanto, aunque estos materiales tenían suficiente dureza en el estado en el que se ensayaron, puesto que la dureza disminuye durante el trabajo para el moldeado de botella, hay la posibilidad de que no se pueda obtener una suficiente resistencia a rotura por presión a baja temperatura.

Tabla 2

N.º Acero	(Cu+Ni) - (M) ²	TS (MPa)	vTrs100 (° C)
1	0,15	1.018	-75
2	0,15	1.056	-70
3	0,12	1.025	-70
4	0,36	1.110	-100
5	0,41	1.056	-110
6	0,49	1.146	-100
7	0,40	1.024	-100
8	0,32	1.033	-100

10 Los aceros 4 a 8 cumplieron la Ecuación (1), así que aunque la TS era de al menos 1.050 MPa, vTrs100 era de -100 °C o inferior. Por lo tanto, se predice que estos aceros pueden garantizar la suficiente resistencia a rotura por presión a baja temperatura incluso si se lleva a cabo sobre los mismos el moldeado de botella.

15 La Figura 1 traza el contenido total de Cr y Mo y el contenido total de Cu y Ni en cada acero de este ejemplo. Estos ejemplos que tienen vTrs100 de -80 °C o más están marcados con un triángulo sólido (▲), y aquellos que tienen vTrs100 de -100 °C o más están marcados con un círculo (O). A partir de la Figura 1, se puede ver que se puede conseguir excelente dureza a baja temperatura teniendo el contenido total de Cu y Ni que cumple la relación con el contenido total de Cr o Mo dado por la Ecuación (1).

$$Cu + Ni \geq (Cr + Mo)^2 + 0,3 \dots (1)$$

20 Los símbolos para los elementos en la Ecuación (1) indican los contenidos en porcentaje en masa de esos elementos. Para un acero que no contiene Mo, Mo es cero.

Ejemplo 2

25 Los aceros que tenían las composiciones químicas mostradas en la Tabla 3 se prepararon fusionando en un convertidor, y se obtuvieron palanquillas redondas que tenían un diámetro exterior de 191 mm por colada continua. Después de que se cortaran los palanquillas de CC redondas a una longitud deseada, se calentaron a 1.250 °C y se sometieron a perforación y laminado mediante la técnica de laminador de mandril Mannesmann convencional para formar un tubo de acero que tenía un diámetro exterior de 70 mm y un espesor de pared de 4,0 mm.

30 Los tubos de acero sin soldadura resultantes que se usaron como tubos madre se sometieron a estirado en frío de una manera convencional para terminarlos a un diámetro exterior de 60,3 mm y un espesor de pared de 3,6 mm. Estos tubos se designaron tubos de acero de tamaño 1.

35 Los tubos de acero que se sometieron a este estirado en frío se enderezaron usando un enderezador y, a continuación, se calentaron a 920 °C a una velocidad media de incremento de temperatura de 300 °C por segundo usando un aparato de calentamiento por inducción a alta frecuencia. Después de que se mantuvieron a 920 °C durante 5 segundos, se sometieron a un temple con agua y, a continuación, se sometieron a remojo durante 30 minutos en un horno de vigas deslizantes habitual para llevar a cabo el revenido.

El enderezamiento de los tubos de acero tamaño 1 por un enderezador se llevó a cabo usando los soportes de rodillos del tipo de doble rodillo. La posición central del hueco entre rodillos del segundo soporte se desvió 20 mm hacia arriba con respecto a la posición central del primer soporte de rodillo, la posición central del hueco entre

rodillos del tercer soporte de rodillo se desvió 3 mm hacia arriba con respecto a la posición central del primer soporte de rodillo, y los huecos entre rodillos del segundo soporte de rodillo y el tercer soporte de rodillo se ajustaron a 58,8 mm (diámetro exterior - 1,5 mm) y 57,3 mm (diámetro exterior - 3,0 mm), respectivamente. Se llevó a cabo el doblado de un lado para otro pasando los tubos de acero a través de estos soporte de rodillo.

- 5 Asimismo, los tubos de acero sin soldadura que se formaron con un diámetro exterior de 51,0 mm y un espesor de pared de 3,0 mm por perforación y laminado se sometieron a estirado en frío de una manera convencional para terminar a un diámetro exterior de 40,0 mm y un espesor de pared de 2,6 mm. Se designaron tubos de acero de tamaño 2.

- 10 Los tubos de acero que se sometieron a este estirado en frío se enderezaron con un enderezador y, a continuación, se calentaron a 920 °C usando un aparato de calentamiento por inducción a alta frecuencia y se mantuvieron durante 5 segundos antes de que se sometieran a temple con agua y, a continuación, se sometieron a remojo durante 30 minutos en un horno de vigas deslizantes habitual para llevar a cabo revenido.

- 15 El enderezamiento de los tubos de acero de tamaño 2 por un enderezador se llevó a cabo de la misma manera que para los tubos de acero de tamaño 1. La posición central del hueco entre rodillos del segundo soporte de rodillo se desvió 10 mm hacia arriba con respecto a la posición central del primer soporte de rodillo, la posición central del hueco entre rodillos del tercer soporte de rodillo se desvió 3 mm hacia arriba con respecto a la posición central del primer soporte de rodillo, y los huecos entre rodillos del segundo soporte de rodillo y el tercer soporte de rodillo se ajustaron a 39,5 mm (diámetro exterior - 0,5 mm) y 39,2 mm (diámetro exterior - 0,8 mm), respectivamente. Los tubos de acero se doblaron de un lado para otro pasándolos a través de estos soportes de rodillo.

- 20 Se tomó una pieza de ensayo de tracción que tenía la forma mostrada en la Figura 2 de cada tubo de acero que se sometió a endurecimiento por inducción y revenido, y se investigaron sus propiedades de resistencia. Los números en la Figura 2 indican las dimensiones (mm).

- 25 Los tubos de acero que se sometieron a endurecimiento por inducción y revenido se cortaron cada uno en seis tubos cortos que tenían una longitud de 300 mm, y cada tubo cortado se moldeó en la forma de botella de un acumulador llevando a cabo el moldeado por presión sobre ambos extremos del tubo cortado para formar una porción de diámetro reducido que tenía una longitud de 25 mm sobre cada extremo del tubo en el que la relación del diámetro de la porción de diámetro reducido y el diámetro de la porción no reducida era de 0,6. Se selló un extremo de cada tubo soldando, y un miembro final a través del cual pasaba una manga de alta presión se soldó al otro extremo del tubo.

- 30 Mientras que el espécimen de ensayo resultante se sumergía en etanol dentro de una cámara que se enfrió a -60 °C, el etanol se cargaba en el tubo a través de la manga de alta presión hasta que el tubo se rompió por una presión interna incrementada, y se observó el modo de fallo.

- 35 Como resultado, para todos los seis especímenes de ensayo de cada uno de los tubos de acero de tamaño 1 y tamaño 2 que usaron los aceros A y B, el porcentaje de área de fractura frágil de la superficie de ruptura era menos del 5 %, y se determinó que tenían propiedades de rotura satisfactorias.

Por el contrario, de los seis especímenes de ensayo de cada uno de los tubos de acero tamaño 1 y tamaño 2 que usaron el acero C, tres especímenes se rompieron prematuramente de la porción de diámetro reducido, así se disminuyó notablemente la presión de rotura. Para todos los seis especímenes de cada uno de los tubos de acero que usaron los aceros D y E, el porcentaje de área de fractura frágil de la superficie de rotura era al menos del 5 %.

- 40 Los resultados se mostraron en la Tabla 4 junto con los resultados del ensayo de tracción.

Los aceros A y B en la Tabla 4 eran aceros para los que los componentes cumplían las condiciones prescritas por la presente invención. Los aceros C a E eran aceros que no cumplían la Ecuación (1) para la relación entre los contenidos de Cu, Ni, Cr y Mo que se deberían cumplir por la presente invención, o eran aceros que no cumplían los intervalos para otros componentes.

- 45

Tabla 3

N.º Acero	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Ti	V	Nb	Al	B	Ca	N	Punto Ac ₁	Punto Ac ₃
A	0,16	0,28	0,52	0,012	0,0024	0,24	0,26	0,30	0,01	0,024	<0,01	0,023	0,035	0,0009	0,0016	0,0054	740	854
B	0,14	0,29	0,80	0,012	0,0016	0,30	0,30	0,50	0,05	0,015	0,06	0,025	0,031	0,0015	0,0020	0,0029	741	857
C*	0,15	0,30	0,50	0,015	0,0016	0,10	0,10	0,48	0,10	0,023	<0,01	0,025	0,038	0,0012	0,0013	0,0048	761	879
D	0,14	0,29	0,90	0,012	0,0016	0,30	0,32	0,50	0,05	0,015	<0,01	0,025	0,031	0,0002**	0,0020	0,0029	745	860
E	0,14	0,30	1,29**	0,015	0,0020	0,25	0,40	0,30	0,03	0,022	<0,01	0,027	0,038	0,0006	0,0022	0,0036	730	847

Tabla 4

N.º Acero	(Cu+Ni)-(M) ²	Resistencia a la tracción	Resultados de ensayo de rotura -60° C	
			Tubo de acero tamaño 1	Tubo de acero tamaño 2
A	0,40	1.078	Paso	Paso
B	0,30	1.160	Paso	Paso
C	-0,14	1.067	Fallo	Fallo
D	0,32	1.028	Fallo	Fallo
E	0,54	1.022	Fallo	Fallo

Ejemplo 3

5 Los aceros que tenían las composiciones químicas mostradas en la Tabla 5 se prepararon por fusión en un convertidor, y se fabricaron palanquillas redondas que tenían un diámetro exterior de 191 mm por colada continua. Después de que las palanquillas de CC redondas resultantes se cortaran a una longitud deseada, las piezas cortadas se calentaron a 1.250 °C y, a continuación, se sometieron a un proceso moldeado de tubo en un estado caliente mediante perforación y laminado con un laminador de mandril Mannesmann para preparar tubos de acero sin soldadura.

10 Por lo tanto, estos tubos de acero se terminaron a diversos tamaños de producto por estirado en frío de una manera convencional. Las dimensiones de los tubos de acero después del moldeado de tubo en caliente y después del estirado en frío se muestran en la Tabla 6.

15 Después los tubos de acero que se sometieron a estirado en frío se enderezaron con un enderezador, se calentaron bajo las condiciones mostradas en la Tabla 6 a una velocidad media de incremento de temperatura de 300 °C por segundo usando un aparato de calentamiento por inducción a alta frecuencia y, a continuación, se sometieron a temple con agua.

20 El temple con agua se llevó a cabo rociando agua a partir de boquillas dispuestas en forma de anillo, y pasando los tubos de acero a través del anillo para enfriar la superficie exterior de los tubos de acero. El aparato de calentamiento por inducción a alta frecuencia anteriormente descrito y el aparato de temple con agua se conectaron uno con otro, y la velocidad de enfriamiento se varió variando la velocidad del paso de los tubos de acero. A continuación, los tubos de acero sometidos a temple se sumergieron durante 30 minutos en un horno de vigas deslizantes habitual para llevar a cabo revenido de manera que se ajustaba la resistencia a la tracción para ser al menos 1.000 MPa.

Tabla 5

N.º Acero	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Ti	V	Nb	Al	B	Ca	N
F	0,15	0,28	0,50	0,012	0,0024	0,22	0,24	0,30	0,00	0,024	0	0,023	0,030	0,0012	0,0021	0,0043
G	0,13	0,28	0,90	0,009	0,0018	0,31	0,15	0,35	0,01	0,026	0,03	0,025	0,029	0,0015	0,0018	0,0050
H	0,14	0,29	0,80	0,012	0,0016	0,30	0,30	0,47	0,05	0,015	0,06	0,025	0,031	0,0015	0,0020	0,0029
I	0,14	0,29	0,90	0,012	0,0020	0,25	0,23	0,40	0,01	0,024	0	0,026	0,032	0,0001	0,0022	0,0045
J	0,12	0,29	0,82	0,012	0,0020	0,23	0,25	0,50	0,15	0,023	0	0,025	0,031	0,0006	0,0020	0,0045

ES 2 726 767 T3

Los tubos de acero que se sometieron a temple y revenido de esta manera se cortaron a longitudes fijadas, y se llevó a cabo un ensayo de tracción de acuerdo con el método de ensayo de tracción para metales prescrito por JIS Z 2241 usando piezas de ensayo N.º 11 prescritas por JIS Z 2201 que se tomaron de los tubos de acero.

- 5 Se cortó una longitud fijada de cada tubo de acero, y la pieza cortada se cortó en dirección longitudinal y se abrió a temperatura ambiente. Se llevó a cabo un ensayo de impacto de Charpy usando una pieza de ensayo rectangular que se tomó del tubo abierto en la dirección T y que tenía una longitud de 55 mm, una altura de 10 mm, y un ancho igual al espesor de pared original del tubo de acero y en el que se introdujo una muesca en V de 2 mm. La relación de la temperatura más baja a la que la fractura dúctil al 100 % obtenida en el ensayo de Charpy (indicada en la Tabla 6 como $vTrs100$) y los resultados del ensayo de tracción se muestran en la Tabla 6.
- 10 Un tubo corto que tenía una longitud de 300 mm se cortó de cada uno de los tubos de acero que se sometieron a endurecimiento por inducción y revenido y se moldeó en la forma de la porción de botella de un acumulador aplicando moldeo por presión a ambos extremos del tubo para formar una porción de diámetro reducido que tenía una longitud de 25 mm sobre cada extremo en el que la relación del diámetro de la porción de diámetro reducido y el diámetro de la porción no reducida era de 0,6. Un extremo del tubo se selló soldando, y un miembro final a través del cual una manguera de alta presión podía pasar se soldó al otro extremo del tubo.
- 15
- 20 Mientras que el espécimen de ensayo resultante se sumergía en etanol dentro de una cámara enfriada a $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$, se cargaba etanol en el tubo a través de la manga de alta presión hasta que el tubo se rompió debido a una presión interna incrementada, y se observó el modo de fallo. Los especímenes para los que el porcentaje de área de fractura frágil de la superficie de rotura era menos del 5 % se valoraron como aceptables (indicados por un círculo (O) en la Tabla 6), y aquellos en los que era del 5 % o mayor se valoraron como inaceptables (indicados por una X en la Tabla 6).

Tabla 6

N.º Proceso	Acero	(Cu+Ni)- (M)²	Dimensiones del moldeado de tubo en caliente OD x WT (mm) OD: diámetro exterior WT: espesor de pared	Dimensiones después del estirado en frío OD x WT (mm) OD: diámetro exterior WT: espesor de pared	% porcentaje de trabajo en estirado en frío	Temp. de calentamiento (°C)	Tiempo de reposo (s)	Velocidad de enfriamiento en temple con agua (°C/s)	V Tamaño grano	YS (Mpa)	TS (Mpa)	EL (%)	vTrs100 (°C)	Propiedades de rotura a 60 °C
1	F	0,37	OD 42,7 x WT 3,10	OD 30,05 x WT 2,50	43,9	870	2	70	12	1.006	1.047	15,4	-100	O
2	F	0,37	OD 42,7 x WT 3,10	OD 30,05 x WT 2,50	43,9	920	5	70	12	1.003	1.083	13,9	-110	O
3	F	0,37	OD 31,8 x WT 2,70	OD 25,05 x WT 2,02	40,8	980	2	70	12	976	1.057	13,3	-150	O
4	F	0,37	OD 31,8 x WT 2,70	OD 25,05 x WT 2,02	40,8	1.000	4	150	11	1.001	1.103	11,4	-120	O
5	F	0,37	OD 42,7 x WT 3,10	OD 30,05 x WT 2,50	43,9	1.020	2	150	11	1.020	1.099	11,6	-100	O
6	F	0,37	OD 31,8 x WT 2,70	OD 25,05 x WT 2,02	40,8	1.040	5	150	11	960	1.059	14,9	-100	O
7	F	0,37	OD 31,8 x WT 2,50	OD 25,0 x WT 1,70	45,9	1.045	2	150	11	1.011	1.074	11,6	-100	O
8	G	0,33	OD 42,7 x WT 3,10	OD 30,05 x WT 2,50	43,9	870	2	70	11	988	1.023	15,2	-100	O
9	G	0,33	OD 42,7 x WT 3,10	OD 30,05 x WT 2,50	43,9	920	5	70	12	992	1.025	12,2	-100	O
10	G	0,33	OD 31,8 x WT 2,70	OD 25,05 x WT 2,02	40,8	980	2	70	12	976	1.034	13,3	-120	O
11	G	0,33	OD 31,8 x WT 2,70	OD 25,05 x WT 2,02	40,8	1.000	4	150	11	967	1.055	11,4	-100	O
12	G	0,33	OD 42,7 x WT	OD 30,05 x WT	43,9	1.020	2	150	11	988	1.073	11,6	-100	O

13	G	0,33	3,10 OD 31,8 x WT 2,70	2,50 OD 25,05 x WT 2,02	40,8	1.040	5	150	11	960	1.059	14,9	-100	O
14	G	0,33	OD 31,8 x WT 2,50	OD 25,0 x WT 1,70	45,9	1.045	2	150	11	1.000	1.055	10,2	-100	O
15	H	0,33	OD 31,8 x WT 2,70	OD 25,05 x WT 2,02	40,8	1.000	4	150	8,3	995	1.045	12,3	-75	X
16	H	0,33	OD 42,7 x WT 3,10	OD 30,05 x WT 2,50	43,9	1.020	2	150	7,9	1.000	1.055	13,0	-70	X
17	H	0,33	OD 31,8 x WT 2,70	OD 25,05 x WT 2,02	40,8	1.040	5	150	7,5	960	1.059	11,5	-70	X
18	I	0,31	OD 31,8 x WT 2,70	OD 25,05 x WT 2,02	40,8	1.000	4	70	11	975	1.055	12,0	-70	X
19	I	0,31	OD 42,7 x WT 3,10	OD 30,05 x WT 2,50	43,9	1.020	2	70	11	1.000	1.055	13,0	-70	x
20	I	0,31	OD 31,8 x WT 2,70	OD 25,05 x WT 2,02	40,8	1.040	5	70	10	977	1.020	17,3	-70	X
21	J	0,06	OD 31,8 x WT 2,70	OD 25,05 x WT 2,02	40,8	-	-	-	-	-	-	-	-	-
22	J	0,06	OD 31,8 x WT 2,70	OD 25,05 x WT 2,02*		1.000	5	70	10	1.007	1.055	17,3	-70	X
23	J	0,06	OD 42,7 x WT 2,70	OD 25,0 x WT 1,70**		1.040	5	70	10	1.007	1.055	17,3	-70	X

* Se realizó tratamiento por calor para ablandamiento antes del estrado en frío;

** Se realizó estrado en frío en dos etapas;

- Grietas desarrolladas durante el trabajo en frío, por tanto no se realizaron las etapas posteriores

De las composiciones de acero de acuerdo con la presente invención, con los aceros F y G que estaban en intervalos preferidos, se puede ver que a pesar del amplio intervalo de las condiciones de calentamiento, se alcanzó de manera estable excelente dureza a baja temperatura con vTrs100 de -100 °C o menos y se obtuvo excelente resistencia a rotura por presión incluso cuando los extremos de un tubo se sometían a trabajo en frío.

- 5 Por el contrario, para el acero H, se produjeron granos de cristal notablemente crecidos cuando se calentaron a más de 1.000 °C. Como resultado, se observaron un incremento en vTrs100 y un empeoramiento de las propiedades de rotura.

- 10 Con el acero I para el que solamente el contenido B estaba fuera del intervalo para la composición de acero según la presente invención, se observaron un incremento en vTrs100 y un empeoramiento de las propiedades de rotura cuando se llevó a cabo calentamiento por encima de 1.000 °C.

- 15 Cuando se intentó fabricar un tubo de acero que tuviera un diámetro exterior de 25 mm y un espesor de pared de 2,02 mm o 1,7 mm usando el acero J que contenía 0,15 % de Mo aplicando una combinación de moldeado de tubo en caliente y estirado en frío con dimensiones como se emplearon en el Proceso N.º 3 y el Proceso N.º 14, las grietas se desarrollaron durante el estirado en frío (véase el Proceso N.º 21). En el Proceso N.º 22, se llevó a cabo tratamiento por calor para ablandamiento poniendo en remojo durante 20 minutos a 620 °C antes del estirado en frío. En el Proceso N.º 23, el estirado se llevó a cabo en dos etapas, y se llevó a cabo tratamiento por calor para ablandamiento poniendo en remojo durante 20 minutos a 620 °C entre las etapas de estirado. Este proceso no era eficaz.

- 20 Para tubos de acero distintos de los Procesos N.º 21 y 22, era posible completar el estirado en frío en una etapa única aunque no se llevara a cabo el tratamiento por calor para ablandamiento después del moldeado de tubo en caliente.

- 25 Está claro que llevando a cabo endurecimiento por inducción y revenido de un acero que tiene una composición química según la presente invención, es posible fabricar de manera económica y con alta eficacia un tubo de acero sin soldadura de alta resistencia para un sistema airbag que tiene excelentes propiedades de rotura a baja temperatura cuando se usa como acumulador de airbag que tiene una porción de diámetro reducido.

REIVINDICACIONES

1. Un tubo de acero sin soldadura para un airbag caracterizado por tener una composición de acero que consiste en, en porcentaje en masa,

C: 0,05 a 0,20 %,

Si: 0,10 a 0,50 %,

Mn: 0,10 a 1,00 %,

P: como máximo 0,025 %,

S: como máximo 0,005 %,

Al: 0,005 a 0,10 %,

Ca: 0,0005 a 0,0050 %,

Nb: 0,005 a 0,050 %,

Ti: 0,005 a 0,050 %,

Cu: 0,01 a 0,50 %,

Ni: 0,01 a 0,50 %,

Cr: 0,01 a 0,50 %,

B: 0,0005 a 0,0050 %,

N: 0,002 a 0,010 %,

opcionalmente al menos un elemento seleccionado de Mo: menos del 0,10 %, y V: 0,02 a 0,20 %.

y un resto de Fe e impurezas inevitables,

y que cumple la siguiente Ecuación (1),

teniendo el tubo una resistencia a la tracción de al menos 1.000 MPa y una alta dureza siendo la temperatura más baja para fractura dúctil al 100 % indicada como v_{Trs100} de -80 °C o menos:

$$Cu + Ni \geq (M)^2 + 0,3 \quad \dots \quad (1)$$

en donde M indica (Cr+Mo), los símbolos para los elementos indican los contenidos en porcentaje en masa de esos elementos, y cuando Mo no está contenido, cero es sustituido para Mo en (Cr+Mo).

2. Un tubo de acero para un airbag como se expone en la reivindicación 1 caracterizado por que el contenido de Ti en porcentaje en masa es mayor que 0,020 % y como máximo 0,050 %.

3. Un tubo de acero sin soldadura para un airbag como se expone en la reivindicación 1 o 2 caracterizado por tener una composición de acero que contiene, en porcentaje en masa, Mo: al menos 0,01 % y menos del 0,10 %.

4. Un tubo de acero sin soldadura para un airbag como se expone en una cualquiera de las reivindicaciones precedentes caracterizado por tener una composición de acero que contiene, en porcentaje en masa, V: 0,03 a 0,10 %.

5. Un tubo de acero sin soldadura para un airbag como se expone en una cualquiera de las reivindicaciones precedentes, caracterizado por tener un espesor de pared de 1,7 mm a 3,6 mm y un diámetro de 20,5 mm a 60,3 mm.

6. Un acumulador de airbag moldeado a partir del tubo de acero sin soldadura como se expone en una cualquiera de las reivindicaciones precedentes.

7. Un proceso para la fabricación de un tubo de acero sin soldadura para un airbag caracterizado por que un tubo de acero sin soldadura se fabrica por moldeado de tubo en caliente de una palanquilla que tiene una composición de acero que consiste en, en porcentaje en masa,

ES 2 726 767 T3

C: 0,05 a 0,20 %,

Si: 0,10 a 0,50 %,

5 Mn: 0,10 a 1,00 %,

P: como máximo 0,025 %,

10 S: como máximo 0,005 %,

Al: 0,005 a 0,10 %,

Ca: 0,0005 a 0,0050 %,

15 Nb: 0,005 a 0,050 %,

Ti: 0,005 a 0,050 %,

20 Cu: 0,01 a 0,50 %,

Ni: 0,01 a 0,50 %,

Cr: 0,01 a 0,50 %,

25 B: 0,0005 a 0,0050 %,

N: 0,002 a 0,010 %,

30 opcionalmente al menos un elemento seleccionado de Mo: menos del 0,10 %, y V: 0,02 a 0,20 %.

y un resto de Fe e impurezas inevitables,

y que cumple la siguiente Ecuación (1);

35 sometiendo el tubo moldeado en caliente a trabajo en frío con un porcentaje de trabajo al menos del 40 % para un etapa de trabajo en frío para moldear un tubo de acero que tiene dimensiones prescritas;

enderezando el tubo de acero trabajado en frío;

40 sometiendo el tubo de acero enderezado a endurecimiento por temple calentando a al menos el punto de transformación Ac_3 y no más de 1.050 °C por calentamiento por inducción a alta frecuencia seguido de enfriamiento rápido; y a continuación

45 sometiendo el tubo de acero endurecido a revenido calentando a una temperatura de como máximo el punto de transformación Ac_1 ,

teniendo el tubo una resistencia a la tracción de al menos 1.000 MPa y una alta dureza siendo la temperatura más baja para fractura dúctil al 100 % indicada como $vTrs_{100}$ de -80 °C o menos:

50
$$Cu + Ni \geq (M)^2 + 0,3 \quad \dots \quad (I)$$

en donde M indica (Cr+Mo), los símbolos para los elementos indican los contenidos en porcentaje en masa de esos elementos, y cuando Mo no está contenido, cero es sustituido para Mo en (Cr+Mo).

55 8. El uso de un tubo de acero sin soldadura como se expone en una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 5 para formar un airbag.

Fig. 1

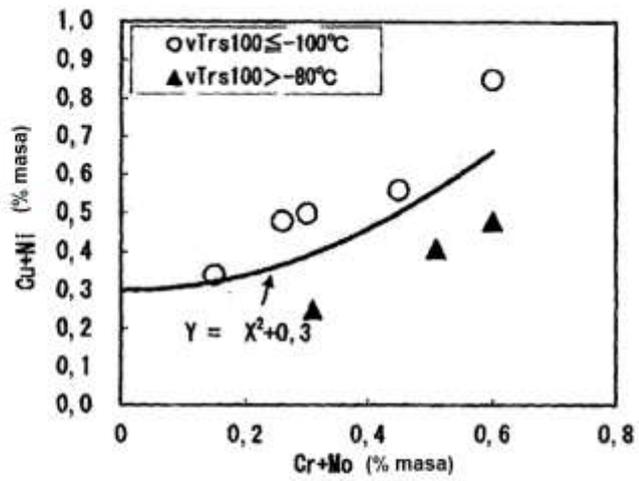
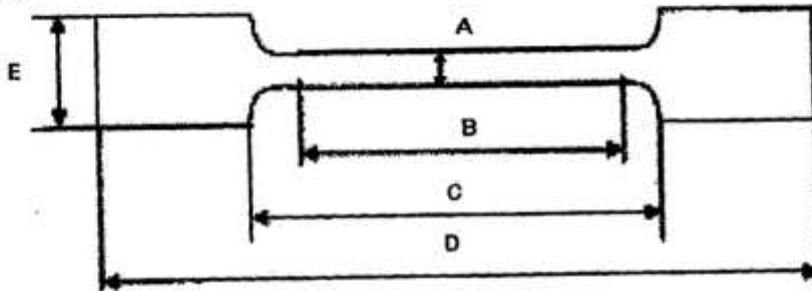


Fig. 2



A	8	mm
B	30	mm
C	40	mm
D	110	mm
E	30	mm