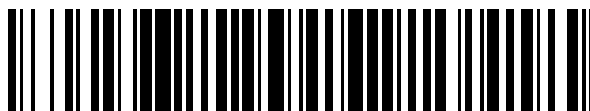


19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 384 158**

51 Int. Cl.:

B21D 28/00 (2006.01)

B21D 37/16 (2006.01)

B21D 28/14 (2006.01)

C21D 9/46 (2006.01)

C21D 1/74 (2006.01)

C22C 38/00 (2006.01)

C22C 38/04 (2006.01)

C22C 38/38 (2006.01)

B21D 53/88 (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

96 Número de solicitud europea: **10173398 .8**

96 Fecha de presentación: **15.09.2005**

97 Número de publicación de la solicitud: **2266722**

97 Fecha de publicación de la solicitud: **29.12.2010**

54 Título: **Procedimiento de producción de una parte de alta resistencia**

30 Prioridad:
15.09.2004 JP 2004267797
15.09.2004 JP 2004267795
15.09.2004 JP 2004267792
25.10.2004 JP 2004309779

45 Fecha de publicación de la mención BOPI:
02.07.2012

45 Fecha de la publicación del folleto de la patente:
02.07.2012

73 Titular/es:
Nippon Steel Corporation
6-1 Marunouchi 2-chome
Chiyoda-ku Tokyo 100-8071, JP

72 Inventor/es:
Kusumi, Kazuhisa;
Sato, Hironori;
Abe, Masayuki;
Fujita, Nobuhiro;
Suzuki, Noriyuki;
Hayashi, Kunio;
Nakajima, Shinya;
Maki, Jun;
Oogami, Masahiro;
Kanda, Toshiyuki;
Takahashi, Manabu y
Takahashi, Yuzo

74 Agente/Representante:
de Elzaburu Márquez, Alberto

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).

ES 2 384 158 T3

DESCRIPCIÓN

Procedimiento de producción de una parte de alta resistencia

La presente invención se refiere a un miembro en el cual se requiere resistencia, tal como el usado para un miembro estructural y un miembro de refuerzo de un automóvil, más particularmente, se refiere a una parte de resistencia superior después de una conformación a alta temperatura y a un procedimiento de producción de la misma.

Con el fin de aligerar el peso de los automóviles, una necesidad que tiene como origen los problemas medioambientales globales, es necesario hacer que el acero usado en los automóviles tenga una resistencia tan alta como sea posible, pero, en general, al producir una lámina de acero de alta resistencia, la elongación o valor r se reduce y la conformabilidad se deteriora. Para resolver este problema, una tecnología de conformación de acero en caliente y el uso del calor en ese momento para elevar la resistencia, se divulgan en el documento JP-A-2000-234153. Esta tecnología está dirigida a controlar, de manera adecuada, la composición del acero, calentar el acero a una temperatura en la región de ferrita y utilizar el endurecimiento por precipitación en esa región de temperatura para aumentar su resistencia.

Además, el documento JP-A-2000-87183 propone una lámina de acero de alta resistencia con una reducción importante en el límite elástico a la temperatura de conformación a un valor muy inferior al límite elástico a temperatura ordinaria, con el fin de mejorar la precisión de la conformación en prensa. Sin embargo, en estas tecnologías, puede haber límites para la resistencia obtenida. Por otro lado, la tecnología para calentar a la alta temperatura de la región de austenita, de una sola fase, después de la conformación y, en el subsiguiente procedimiento de enfriamiento, transformar el acero a una fase dura con el propósito de obtener alta resistencia se propone en el documento JP-A-2000-38640.

Sin embargo, si se calienta y se enfría rápidamente después de la conformación, pueden surgir problemas en la precisión de la forma. En relación a la tecnología para superar este defecto, una tecnología para calentar la lámina de acero a la región de austenita, de una sola fase, y, en el subsiguiente procedimiento de conformación en prensa, enfriar el acero, se divulga en los documentos SAE, 2001-01-0078 y JPA-A-2001-181833.

De esta manera, en una lámina de acero de alta resistencia usada para automóviles, etc., cuanto mayor sea la resistencia, mayor será el problema de conformabilidad indicado anteriormente. En particular, en un miembro de alta resistencia de más de 1.000 MPa, tal como se conoce en el pasado, hay un problema básico de fragilidad por hidrógeno (también llamado corrosión intergranular o fractura retardada). Cuando se usa como lámina de acero prensada en caliente, mientras hay un pequeño esfuerzo residual debido al prensado a alta temperatura, el hidrógeno entra al acero en el momento del calentamiento antes del prensado. Además, el esfuerzo residual del subsiguiente trabajo ocasiona mayor susceptibilidad a la fragilización por hidrógeno. Por lo tanto, sólo prensando a una alta temperatura, no se resuelve el problema inherente. Es necesario optimizar las condiciones del procedimiento en el procedimiento del calentamiento y los procedimientos integrados en el post-procesamiento.

Para reducir el esfuerzo residual en el corte y en los otros procesamientos posteriores, es suficiente que disminuya la resistencia en las partes a procesar posteriormente. Una tecnología que reduce la tasa de enfriamiento en las partes a ser procesadas posteriormente, de manera que el endurecimiento sea insuficiente y se reduzca, de esta manera, la resistencia en esas partes, se divulga en el documento JP-A-2003-328031. Según este procedimiento, se considera que la resistencia de parte de la parte se reduce y permite un corte u otro post-procesamiento fácil. Sin embargo, cuando se usa este procedimiento, la estructura del molde se vuelve complicada, lo cual es económicamente desventajoso. Además, en este procedimiento, no se menciona en absoluto la fragilización por hidrógeno. Mediante este procedimiento, incluso si la resistencia de la lámina de acero se reduce en cierto grado y el esfuerzo residual después del post-procesamiento se reduce hasta cierto grado, si el hidrógeno permanece en el acero, puede darse, innegablemente, una fragilización por hidrógeno.

El documento JP-A-2004-124221 divulga una lámina de acero con una excelente capacidad de endurecimiento después de un trabajo en caliente.

El documento JP-A-2002-339054 divulga un procedimiento de fabricación de un miembro de alta resistencia a la presión, en el que puede reducirse el hidrógeno residual.

Los documentos JP-A-7214193 y JP 11333530 divulga diferentes ejemplos de punzonado de metal que mejoran la resistencia a la fatiga.

La presente invención se realizó para resolver este problema y proporciona un procedimiento de producción de una parte de alta resistencia, con una superior resistencia a la fragilización por hidrógeno, capaz de proporcionar una resistencia de 1.200 MPa o más, después de una conformación a alta temperatura.

Los presentes inventores realizaron diversos estudios para resolver este problema. Como resultado, descubrieron que para suprimir la fragilización por hidrógeno, es efectivo controlar la atmósfera en el horno de calentamiento antes de la conformación, para reducir la cantidad de hidrógeno en el acero y, a continuación, reducir o eliminar el esfuerzo residual mediante el procedimiento de post-procesamiento.

- 5 El problema anterior puede ser resuelto mediante las características especificadas en las reivindicaciones.
La invención se describe, en detalle, en conjunción con los dibujos, en los que:
La Fig. 1 es una vista del concepto de generación de esfuerzo de tracción residual debido a una perforación,
La Fig. 2 es una vista del concepto de retirada de una capa de plástico trabajada u otras partes afectadas,
La Fig. 3 es una vista del estado cortado por una cuchilla de corte que tiene una forma de la punta de la cuchilla en la que una diferencia escalonada forma la punta de la cuchilla,
La Fig. 4 es una vista del estado cortado por una cuchilla de corte que tiene una forma de la punta de la cuchilla que tiene una parte paralela a la punta en la punta de la diferencia escalonada,
La Fig. 5 es una vista de un procedimiento de perforación convencional,
La Fig. 6 es una vista del estado cortado por un punzón que tiene una estructura de dos etapas,
15 La Fig. 7 es una vista del comportamiento de deformación material en el caso en el que hay una cuchilla de plegado,
La Fig. 8 es una vista de la relación del radio de curvatura R_p de la cuchilla de plegado y el esfuerzo residual,
La Fig. 9 es una vista de la relación del ángulo θ_p de la pared vertical de la cuchilla A de plegado y el esfuerzo residual,
20 La Fig. 10 es una vista de la relación de la altura de la cuchilla de plegado y el esfuerzo residual,
La Fig. 11 es una vista de la relación entre la holgura y el esfuerzo residual,
La Fig. 12 es una vista de una pieza de ensayo de perforación,
La Fig. 13 es una vista de una pieza de ensayo de corte,
La Fig. 14 es una vista de la forma de la forma de la sección transversal de una herramienta.,
25 La Fig. 15 es una vista de una forma de un punzón,
La Fig. 16 es una vista de una forma de un troquel,
La Fig. 17 es una vista de una forma de un artículo conformado,
La Fig. 18 es una vista del estado de una posición de corte,
La Fig. 19 es una vista de la forma de la sección transversal de una herramienta de acuñación,
30 La Fig. 20 es una vista de la forma de la sección transversal de un molde del Ejemplo 4,
La Fig. 21 es una vista de la forma de la sección transversal de una herramienta del Ejemplo 5,
La Fig. 22 es una vista de un punzón de conformación del Ejemplo 5,
La Fig. 23 es una vista de un troquel de conformación del Ejemplo 5, y
La Fig. 24 es una vista de una parte conformada del Ejemplo 5.
35 La Fig. 25 es una vista del estado de una posición de post-procesamiento del Ejemplo 6.
La presente invención proporciona una parte de alta resistencia, con una resistencia superior a la fragilización por hidrógeno, mediante el control de la atmósfera en el horno de calentamiento cuando se calienta la lámina de acero antes de la conformación, para obtener una parte de alta resistencia, para reducir la cantidad de hidrógeno en el acero y mediante la reducción del esfuerzo residual por el procedimiento de post-procesamiento, y un procedimiento para la producción de la misma.
40

Más adelante, la presente invención se explicará en mayor detalle. Primero, se explicaran las razones para la limitación de las condiciones en la presente invención.

La cantidad de hidrógeno en el momento del calentamiento, fue establecida al 10% o menos, en porcentaje en volumen, debido a que cuando la cantidad de hidrógeno está por encima del límite, la cantidad de hidrógeno que entra a la lámina de acero durante el calentamiento se vuelve grande y se reduce la resistencia a la fragilización por hidrógeno. Además, el punto de rocío en la atmósfera se estableció a 30°C o menos, ya que con un punto de rocío mayor a esta cantidad, la cantidad de hidrógeno que entra a la lámina de acero durante el calentamiento se vuelve mayor y se reduce la resistencia a la fragilización por hidrógeno.

La temperatura de calentamiento de la lámina de acero se establece a A_{c3} , hasta el punto de fusión, para convertir la estructura de la lámina de acero en austenita para endurecer y aumentar la resistencia después de la conformación. Además, si la temperatura de calentamiento es más alta que el punto de fusión, la conformación en prensa se vuelve imposible.

La temperatura de inicio de conformación se establece a una temperatura superior a la temperatura a la que ocurre una transformación ferrítica, perlítica, bainítica y martensítica, ya que si se realiza una conformación a una temperatura inferior a ésta, la dureza después de la conformación es insuficiente.

Calentando la lámina de acero bajo las condiciones anteriores y usando el procedimiento de prensado para conformarlo, enfriando y endureciendo después de la conformación en el molde, post-procesándola, a continuación, es posible producir una parte de alta resistencia. El "endurecimiento" es el procedimiento de aumento de resistencia del acero enfriando mediante una tasa de enfriamiento más rápida que la tasa de enfriamiento crítica determinada por la composición, para causar una transformación martensítica.

A continuación, se explicará un procedimiento de trabajo diferente mediante el post-procesamiento anterior.

Los presentes inventores investigaron, en detalle, la capa de plástico trabajada y la zona afectada por esfuerzo residual en la cara extrema trabajada del corte, tal como la perforación con punzón y el corte y, como resultado, aprendieron que hay una capa de plástico trabajada, etc., presente a aproximadamente 2.000 μm del extremo trabajado. Tal como se muestra en la Fig. 1, en el momento del corte, la lámina de acero es trabajada en un estado comprimido. Después del trabajo, el estado comprimido es liberado, de manera que se cree que ocurre un esfuerzo de tracción residual. Por lo tanto, tal como se muestra en la Fig. 2, en la capa de plástico trabajada u otra zona afectada, el aumento parcial de resistencia debido al trabajo sobre el plástico o la resistencia a la fuerza de compresión debida al esfuerzo de tracción residual debido al segundo trabajo ocasiona que la cantidad de compresión en el momento de trabajo disminuya y que la cantidad de deformación de la abertura después del corte disminuya, de manera que pueda reducirse el esfuerzo residual. Por lo tanto, si se trabaja la parte de más de 2.000 μm del extremo trabajado en el intervalo de nuevo, no hay capa de plástico trabajada u otra zona afectada, de manera que la parte es trabajada mientras recibe de nuevo una gran fuerza de compresión. Cuando esta es liberada después del trabajo, el esfuerzo residual no se reduce y no se mejora la resistencia al agrietamiento, de manera que el límite superior fue establecido en 2.000 μm . Además, el límite inferior fue establecido a 1 μm , ya que la realización del trabajo mientras se controla éste a un intervalo menor de 1 μm es difícil. El intervalo más preferente para el trabajo es de 200 a 1.000 μm .

Además, el esfuerzo residual en la sección transversal de la parte trabajada es medido mediante un aparato de medición de esfuerzo residual de rayos X, según el procedimiento descrito en "X-Ray Stress Measurement Method Standard (2002 Edition) - Ferrous Metal Section", Japan Society of Materials Science, Marzo 2002. Los detalles son los siguientes. El procedimiento de inclinación paralela es usado para medir $2\theta - \sin^2\psi$, usando la reflexión de rayos X del plano 211 de una red cúbica centrada en el cuerpo. El intervalo de medición de 2θ en este momento es de aproximadamente 150 a 162°. Se usó Cr-K α como diana de los rayos X, la corriente del tubo y el voltaje del tubo se establecieron a 30 kV/10 mA, y la rendija de incidencia de rayos X era de 1 mm cuadrado. El valor obtenido multiplicando la constante K de esfuerzo por la inclinación de la curva $2\theta - \sin^2\psi$ se asignó al esfuerzo residual. En este momento, la constante K de esfuerzo se estableció a -32,44 kgf/grad.

Bajo las condiciones anteriores, en el caso de una sección transversal con orificios perforados, se mide $\psi(\text{mm}) = 20, 25, 30, 35, 40, 45$, mientras que en el caso de una superficie cortada se mide $\psi(\text{mm}) = 0, 20, 25, 30, 35, 40, 45$. La medición fue realizada en una dirección del espesor de 0° y en direcciones inclinadas 23° y 45° con respecto a la misma, para un total de tres mediciones. El valor promedio fue usado como el esfuerzo residual.

El procedimiento de corte, tal como perforación o corte, no está particularmente limitado. Es posible usar cualquier procedimiento conocido. Con respecto a la temperatura de trabajo, el efecto de la presente invención se obtiene en un intervalo desde la temperatura ambiente hasta 1.000°C.

Mediante el post-procesamiento indicado anteriormente, el esfuerzo residual de la tensión en la cara extrema trabajada llega a 600 MPa o menos, de manera que, en general, cuando se supone una lámina de acero de 980 MPa o mas, el esfuerzo residual es menor que el límite cortante y ya no aparecen grietas. Además, cuando el esfuerzo residual de compresión, básicamente el esfuerzo, no actúa en una dirección en la que se forman grietas en la lámina de acero, en los extremos, ya no aparecen grietas. Por esta razón, el esfuerzo residual de tensión en la cara extrema en el corte, tal como una perforación o un corte, es preferentemente de 600 MPa o menos o el esfuerzo residual de compresión.

Para suprimir la fragilización por hidrógeno, además de prensar las partes en las que se hay un esfuerzo residual debido al corte, es efectivo impartir un esfuerzo de compresión residual. Las caras extremas, que fueron cortadas, son prensadas ya que el esfuerzo residual de tensión, que se cree que ocasiona fragilización por hidrogeno después del corte, es alto en los extremos cortados y si se prensan dichos lugares de trabajo, el esfuerzo residual de tensión disminuye y se mejora la resistencia a la fragilidad por hidrógeno. En relación al procedimiento para prensar las caras extremas cortadas, puede usarse cualquier procedimiento pero, industrialmente, el procedimiento que usa acuñación es económicamente superior.

Las caras extremas cortadas son trabajadas en el estado en el que lámina de acero está comprimida cuando se trabajan, tal como se muestra en la Fig. 1. Después del trabajo, se libera el estado comprimido, de manera que se cree que se eleva el esfuerzo residual de tensión. Por lo tanto, los inventores descubrieron que ampliando los orificios o prensando las superficies frontales de las caras extremas en toda la sección transversal de la capa de plástico trabajada u otra zona afectada, la elevación parcial en resistencia debido al trabajo del plástico o la resistencia a la fuerza de compresión debida al esfuerzo residual de tensión permiten el control, de manera que el desplazamiento de liberación después de completar el corte se convierte en el lado de compresión, es decir, un procedimiento de trabajo de una única etapa. Es decir, si se agranda un orificio o si se presiona sobre una parte en un intervalo a 2.000 μm desde el extremo trabajado, el orificio es ensanchado y la cara extrema es prensada simultáneamente. Debido a que esta es liberada después de trabajarla, el esfuerzo residual termina en el lado de compresión en la cara extrema. Para poder obtener esto mediante una única operación de trabajo usando un troquel y un punzón, la forma de la punta de la cuchilla, tal como se muestra en las Figs. 3 y 4, es importante. La Fig. 3 tiene una diferencia escalonada que forma la punta de la cuchilla, mientras que la Fig. 4 tiene una parte punta paralela en la punta de la diferencia escalonada.

Cuando se proporciona una diferencia escalonada que disminuye continuamente desde el radio de curvatura o anchura de la base de la cuchilla en la dirección desde la base de la cuchilla a la punta de la cuchilla, si la reducción en el radio de curvatura o anchura es menor de 0,01 mm, la situación termina no siendo diferente de una perforación o corte ordinarios, de manera que un gran esfuerzo de tracción permanece en la cara extrema. Por otro lado, si la cantidad de reducción del radio de curvatura o anchura es mayor de 3,0 mm, la holgura se hace grande, de manera que las rebabas de la cara extrema trabajada acaban siendo mayores.

Además, si la altura de la pared vertical de la cuchilla (altura de la diferencia escalonada) es menor que 1/2 del espesor de la lámina de acero trabajada, después de perforar una vez, ya no es posible prensar la cara extrema trabajada desde la cara lateral de la diferencia escalonada, de manera que la situación no es diferente de una perforación o corte ordinario y un gran esfuerzo de tracción sigue estando presente en la cara extrema trabajada. Por otro lado, si la altura es mayor de 100 mm, el golpe se vuelve más largo o más corto, el tiempo de vida de la propia cuchilla es una preocupación.

Además, el ángulo formado por la parte paralela de la cuchilla de corte y la diferencia escalonada (ángulo θ de la pared vertical de la cuchilla) es, preferentemente, de 95° a 179° , más preferentemente, de al menos 140° .

En la Fig. 3 y la Fig. 4, la diferencia escalonada es formada con un radio de curvatura, pero una cuchilla con una anchura reducida linealmente desde la base de la cuchilla está incluida también en el alcance de la invención.

Además, en relación a la forma de la cuchilla de corte, D/H es importante cuando la diferencia del radio de curvatura o anchura de la base de la cuchilla y la punta de la cuchilla es D (mm) y la altura de la diferencia escalonada es H (mm). Si el valor es menor de 0,5, se suprime la disminución en la vida de la cuchilla o las rebabas, de manera que, preferentemente, el valor se establece en 0,5 o menos.

Por otro lado, un biselado de la punta de la cuchilla, tal como se divulga en los documentos JP-A 5-23755 y JP-A 8-57557 es efectivo para reducir las rebabas, prolongar la vida de la cuchilla y prevenir el agrietamiento de una lámina de acero con una resistencia relativamente baja, pero en la presente invención, es más importante que la lámina de acero sea conformada bajo condiciones predeterminadas, a continuación, la cara extrema perforada o la cara extrema cortada es empujada de nuevo, de manera que no es particularmente necesario biselar la punta de la cuchilla con el fin de reducir el esfuerzo residual o volverlo el costado de compresión.

Además, el esfuerzo residual en la cara extrema trabajada es medido bajo las condiciones indicadas anteriormente mediante un aparato de medición de esfuerzo residual de rayos X según el procedimiento descrito en "X-Ray Stress Measurement Method Standards (edición 2002) - Ferrous Metal Section", Japan Society of Materials Science, Marzo 2002.

- 5 El procedimiento de corte, tal como perforación o corte, no está particularmente limitado. Puede usarse cualquier procedimiento conocido. Para la temperatura de trabajo, el efecto de la presente invención se obtiene en el intervalo desde la temperatura ambiente a 1.000°C.

Además, en relación al esfuerzo residual, si es cero o la compresión lateral, básicamente, no actúa ninguna reacción en el extremo en la dirección en la que la lámina de acero se agrietaría, de manera que ya no aparecen grietas. Además, una presión no superior a 600 MPa es efectiva para prevenir grietas.

10 Los inventores consideraron los problemas anteriores y descubrieron que haciendo la forma del punzón igual a una estructura de dos etapas de la cuchilla A de plegado y la cuchilla B de corte, mostradas en la Fig. 6, es posible reducir el esfuerzo residual en la cara extrema perforada.

Se considera que las razones son las que se indican a continuación.

- 15 En una perforación ordinaria, la parte deformada por el punzón y el troquel mostrada en la Fig. 5 (capa endurecida) es sometida a un gran esfuerzo de tracción o compresión. Por esta razón, el trabajo de endurecimiento de esa parte se vuelve notorio, de manera que la ductilidad de la cara extrema se deteriora. Sin embargo, cuando se hace que la forma del punzón tenga una estructura de dos etapas que comprende la cuchilla B de corte y la cuchilla A de plegado, tal como se muestra en la presente invención (Fig. 6), tal como se muestra en la Fig. 7, cuando la parte
- 20 cortada por la cuchilla B de corte (parte M cortada del material) recibe un esfuerzo de tracción por la cuchilla A de plegado, la progresión de las grietas que surgen debido a la cuchilla B de corte y el hombro del troquel es promovido por el esfuerzo de tracción y el material es cortado por la cuchilla B de corte sin compresión, de manera que el esfuerzo residual de tensión después de la perforación disminuye y puede suprimirse la caída en la cantidad permisible de hidrógeno que entra desde el entorno.
- 25 Además, los inventores llevaron a cabo estudios detallados acerca de la forma de la cuchilla de plegado y descubrieron que a menos que la forma de la cuchilla de plegado se haga igual a una forma predeterminada, no puede obtenerse un efecto suficiente de reducción del esfuerzo residual.

Es decir, cuando la forma de la cuchilla A de plegado no es la forma predeterminada, el material es cortado por la cuchilla A de plegado, de manera que la parte M cortada por la cuchilla B de corte no puede recibir un esfuerzo de tracción suficiente por el plegado. Sin embargo, haciendo que la forma de la cuchilla de plegado sea una forma en la que el material no es cortado por la propia cuchilla de plegado, el esfuerzo residual puede ser reducido.

La Fig. 8 muestra la relación entre el radio de curvatura R_p y el esfuerzo residual en el caso de usar una lámina de acero endurecido de grado TS1470 MPa, de un espesor de 2,0 mm, bajo las condiciones de una altura H_p de la cuchilla de plegado de 0,3 mm, una holgura del 5%, un ángulo θ_p de la pared vertical de la cuchilla de plegado de 90°, y un radio de curvatura R_p predeterminado proporcionado al hombro de la cuchilla A de plegado. Si el radio de curvatura es 0,2 mm o mayor, se observa que el esfuerzo residual se reduce. Aquí, el esfuerzo residual es encontrado midiendo el cambio en la distancia reticular mediante el procedimiento de difracción de rayos X en la superficie de corte. El área de medición es una región de 1 mm cuadrado y la medición es realizada en el centro del espesor, en la superficie de corte. Cuando se usa un punzón para hacer orificios, no es posible disparar rayos X desde una dirección vertical a la superficie de corte, de manera que el ángulo de emisión de los rayos X es cambiado para la medición, para permitir la medición del esfuerzo residual en la dirección del espesor. Además, en este caso, la holgura es la holgura del punzón y el troquel C / espesor $t \times 100$ (%). Las otras condiciones de perforación son un diámetro de punzón $A_p = 20$ mm y una distancia $D_p = 1,0$ mm entre el extremo P de la cuchilla de corte y la posición D de elevación de la cuchilla de plegado.

Además, la Fig. 9 muestra la relación entre el ángulo θ_p y el esfuerzo residual en el caso de usar una lámina de acero endurecido de grado TS1470 MPa, de un espesor de 1,8 mm, bajo las condiciones de una altura H_p de la cuchilla de plegado de 0,3 mm, una holgura del 5,6 %, un radio de curvatura del hombro de la cuchilla de plegado de 0,2 mm, y una parte pared vertical de la cuchilla A de plegado de un ángulo θ_p predeterminado. Debido a esto, se descubrió que haciendo que el ángulo θ_p de la pared vertical de la cuchilla de plegado sea de entre 100° y 170°, el esfuerzo residual se reduce. Las otras condiciones de perforación son un diámetro de punzón $A_p = 20$ mm y una distancia $D_p = 1,0$ mm entre el extremo P de la cuchilla de corte y la posición D de elevación de la cuchilla de plegado.

La Fig. 10 muestra la relación entre la altura H_p de la cuchilla de plegado y el esfuerzo residual en el caso de usar

una lámina de acero endurecido de grado TS1470 MPa, de un espesor de 1,4 mm, bajo las condiciones de un radio de curvatura R_p del hombro de la cuchilla A de plegado de 0,3 mm, un ángulo θ_p de la pared vertical de la cuchilla A de plegado de 135°, una holgura de 7,1 y una altura H_p de la cuchilla de plegado de 0,3 a 3 mm. Debido a esto, se descubrió que haciendo que el radio de curvatura R_p del hombro de la cuchilla de plegado sea de 0,2 mm o mayor o haciendo que el ángulo θ_p de la pared vertical de la cuchilla de plegado sea de 100° a 170°, el esfuerzo residual se reduce en comparación con el caso ordinario sin cuchilla de plegado, es decir, $H_p = 0$. El resto de las condiciones de perforación son un diámetro de punzón $A_p = 20$ mm y una distancia $D_p = 1,0$ mm del extremo P de la cuchilla de corte y la posición D de elevación de la cuchilla de plegado.

Además, la Fig. 11 muestra el efecto de la holgura de la perforación sobre el esfuerzo residual cuando se usa una lámina de acero endurecido de grado TS1470 MPa, de un espesor de 1,6 mm, bajo las condiciones de un radio de curvatura R_p del hombro de la cuchilla A de plegado de 0,3 mm, un ángulo θ_p de la pared vertical de la cuchilla A de plegado de 135°, y una altura H_p de la cuchilla de plegado de 0,3 mm. El resto de las condiciones de perforación son un diámetro de punzón $A_p = 20$ mm y una distancia $D_p = 1,0$ mm del extremo P de la cuchilla de corte y la posición D de elevación de la cuchilla de plegado. La holgura también tiene un efecto sobre el esfuerzo residual. Si la holgura se agranda en un 25%, el esfuerzo residual se hace también más grande. Se cree que esto es debido al efecto de la tracción debido a que la cuchilla de plegado se hace más pequeña, de manera que la holgura tiene que hacerse del 25% o menor.

El troquel o punzón de perforación están realizados en una estructura de dos etapas de la cuchilla A de plegado y la cuchilla B de corte. Esto se hace así para que antes de que la cuchilla B de corte cizalle el material trabajado, la cuchilla A de plegado proporcione un esfuerzo de tracción a la parte M cortada del material trabajado y reduzca el esfuerzo residual de tensión que permanece en la superficie del extremo cortado del material trabajado, después del corte.

El radio de curvatura R_p del hombro de plegado tiene que ser al menos de 0,2 mm. Esto es debido a que si el radio de curvatura R_p del hombro de la cuchilla de plegado no es mayor de 0,2 mm, no es posible que el material trabajado sea cortado por la cuchilla A de plegado y que la parte M cortada por la cuchilla B de corte reciba un esfuerzo de tracción suficiente.

El ángulo θ_p del hombro de la cuchilla de plegado tiene que ser de 100° a 170°. Esto es debido a que si el ángulo θ_p del hombro de la cuchilla de plegado es de 100° o menor, el material es cortado por la cuchilla A de plegado, de manera que no puede proporcionarse un esfuerzo de tracción suficiente a la parte M cortada por la cuchilla B de corte. Además, si el ángulo θ_p del hombro de la cuchilla de plegado es de 170° o mayor, no puede proporcionarse un esfuerzo de tracción suficiente a la parte a ser cortada por la cuchilla B de corte.

Si se cumple cualquiera de las condiciones anteriores relativas al radio de curvatura R_p del hombro de la cuchilla de plegado y el ángulo θ_p del hombro de la cuchilla de plegado, se obtiene un gran efecto, pero cuando se cumplen ambas, la presión de contacto del material en contacto con el molde de aleación se reduce, de manera que el desgaste del molde es suprimido. Por lo tanto, para el mantenimiento, es preferente cumplir ambas condiciones.

Además, en una perforación ordinaria, normalmente se usa un porta-láminas para sujetar el material al troquel, pero también es posible usar, de manera adecuada, un porta-láminas en el procedimiento de perforación de la presente invención. La carga supresora de arrugas (carga aplicada al material desde el porta-láminas) no tiene un efecto particularmente grande sobre el esfuerzo residual, de manera que puede ser usada en el intervalo usado generalmente.

La velocidad de perforación no tiene un gran efecto sobre el esfuerzo residual, incluso si es cambiada dentro del intervalo habitual usado industrialmente, por ejemplo, de 0,01 m/seg a varios m/seg, de manera que puede tomar cualquier valor.

Además, en la mayoría de los casos, en el procedimiento de perforación, para suprimir el desgaste del molde, el molde o el material se recubre con aceite de lubricación. En la presente invención, puede usarse también un aceite lubricante adecuado para este propósito.

Además, para proporcionar un esfuerzo de tracción suficiente a la cuchilla A de plegado, la altura H_p de la cuchilla de plegado se hace preferentemente de al menos el 10% del espesor del material trabajado.

Además, la distancia D_p del extremo P de la cuchilla de corte y la posición Q de elevación de la cuchilla de plegado se hace, preferentemente, de al menos 0,1 mm. Esto es debido a que si la distancia es menor que este valor, cuando el material trabajado es cortado por la cuchilla B de corte, hace difícil que se produzcan las grietas que se producen normalmente cerca del hombro de la cuchilla de corte y se proporciona un esfuerzo a la posición de corte

mediante la cuchilla de corte.

Además, la parte entre el extremo P de la cuchilla de corte y la posición Q de elevación de la cuchilla de plegado en el punzón, la parte inferior de la cuchilla A de plegado, y la parte pared vertical de la cuchilla A de plegado son, preferentemente, formas planas en términos de la producción del punzón, pero incluso si hay alguna forma de relieve, el efecto es el mismo, incluso si se cumplen los requisitos anteriores.

El esfuerzo residual de la cara extrema en el momento de la perforación, es reducido añadiendo además la cuchilla A de plegado al punzón que tiene, convencionalmente, sólo la cuchilla B de corte. Al añadir la cuchilla A de plegado y, además, haciendo que la altura H_p de la cuchilla de plegado sea mayor, la presión superficial donde la cuchilla B de corte y el material trabajado hacen contacto, uno con el otro, se reduce, de manera que la cantidad de desgaste del extremo P de la cuchilla de corte se reduce también, pero si la altura H_p es demasiado alta, antes de que la cuchilla B de corte y el material trabajado hagan contacto, el material puede romperse entre la cuchilla A de plegado y la cuchilla B de corte y el efecto no puede ser obtenido. En este caso, la altura H_p de la cuchilla de plegado se hace, preferentemente, de aproximadamente 10 mm o menor.

No hay un límite superior particular para el radio de curvatura R_p de hombro del hombro de la cuchilla de plegado, pero depende del tamaño del punzón. Si el radio de curvatura R_p es demasiado grande, se hace difícil aumentar la altura H_p de la cuchilla de plegado, de manera que 5 mm o menos es preferente.

Anteriormente, se ha explicado el efecto en el caso de añadir una cuchilla de plegado al punzón, pero cuando se añaden cuchillas de plegado al punzón y al troquel y cuando se añade una cuchilla de plegado sólo al troquel, debido a que un esfuerzo de tracción es proporcionado al material en la misma manera que cuando se añade una cuchilla de plegado sólo al punzón, tal como se ha explicado anteriormente, se obtienen efectos similares. Las limitaciones en las dimensiones de la cuchilla de plegado en este caso son las mismas que las limitaciones en el caso de la adición de una cuchilla de plegado a sólo el punzón, tal como se ha explicado anteriormente.

En un procedimiento de reducción del esfuerzo residual, es efectivo conformar en caliente el acero y, a continuación, cortarlo cerca del punto muerto inferior. Se cree que la razón es la que se indica a continuación. Al cortar durante el trabajo en caliente, se cree que la herramienta de corte contacta con la lámina de acero con una presión superficial alta. En este caso, se cree que la tasa de enfriamiento se hace grande y que el acero es transformado desde austenita a una estructura transformada a baja temperatura con una alta resistencia a la deformación. En este momento, se cree que aunque más pequeño que en el caso del trabajo en un material endurecido a temperatura ambiente, puede permanecer un mayor esfuerzo residual que en el caso de la austenita. Por lo tanto, la placa es cortada cerca del punto muerto inferior, porque durante la conformación en caliente, la resistencia a la deformación de la lámina de acero es pequeña y el esfuerzo residual después del trabajo es bajo. Además, la razón por la que la sincronización del trabajo sea cercana al punto muerto central es que si no es cerca del punto muerto inferior, después del corte, la lámina de acero se deformará y la forma y la precisión posicional empeorarán. "Cerca del punto muerto inferior" significa dentro de al menos 10 mm, preferentemente, dentro de 5 mm, del punto muerto inferior.

Para suprimir la fragilización por hidrógeno, es efectivo controlar la atmósfera en el horno de calentamiento antes de la conformación, para reducir la cantidad de hidrógeno en el acero y, a continuación, post-procesarlo mediante corte por fusión con su pequeño esfuerzo residual después del trabajo.

La razón para enfriar y endurecer el acero después de conformarlo en el molde para producir una parte de alta resistencia, a continuación, derretir parte de la parte para cortarla, es que si se funde una parte de la parte para cortarla, el esfuerzo residual después del trabajo es pequeño y la resistencia a la fragilización por hidrógeno es buena.

En relación al procedimiento de trabajo para fundir parte de la parte para cortarla, puede usarse cualquier procedimiento, pero industrialmente, son preferentes el corte por láser y el corte por plasma con pequeñas zonas afectadas por el calor. El corte por gas tiene un esfuerzo residual pequeño después del trabajo, pero tiene la desventaja de que requiere una gran entrada de calor y tiene partes mayores en las que la resistencia de la parte se reduce.

Para suprimir la fragilización por hidrógeno, es efectivo controlar la atmósfera en el horno de calentamiento antes de la conformación, a fin de reducir la cantidad de hidrógeno en el acero, y post-procesar el acero mecanizando con un pequeño esfuerzo residual después del trabajo.

La razón para el enfriamiento y endurecimiento del acero después de la conformación en el molde para producir una parte de alta resistencia, a continuación, mecanizarlo para perforarlo o cortar alrededor de la parte, es que con el corte u otro tipo de mecanizado, el esfuerzo residual después del trabajo es pequeño y la resistencia a la

fragilización por hidrógeno es buena.

En relación al procedimiento para el mecanizado para perforarla o cortar alrededor de la parte, puede usarse cualquier procedimiento, pero industrialmente, la perforación o el corte con una sierra es un buen procedimiento, ya que es económicamente superior.

5 Incluso en el caso de usar el trabajo anterior para el post-procesamiento, es suficiente cortar mecánicamente el lugar con el esfuerzo residual alto en la cara extrema de la parte cortada. La superficie de corte de la parte cortada es retirada a un espesor de 0,05 mm o mayor, ya que con una retirada de un espesor inferior a este valor, el lugar donde el esfuerzo residual permanece no puede ser retirado suficientemente y la resistencia a la fragilización por hidrógeno se reduce.

10 En relación al procedimiento para la retirada de un espesor de 0,05 mm o mayor desde la superficie de corte de la parte cortada mediante corte mecánico, puede usarse cualquier procedimiento. Industrialmente, un procedimiento de corte mecánico, tal como el fresado, es bueno ya que es económicamente superior.

A continuación, se explicarán las razones para limitar la composición química de la lámina de acero que forma el material.

15 C es un elemento añadido para hacer la estructura después del enfriamiento de martensita y asegurar las propiedades del material. Para asegurar una resistencia de 1.000 MPa o mayor, se añade idealmente en una cantidad del 0,05% o más. Sin embargo, si la cantidad añadida es demasiado grande, es difícil asegurar la resistencia en el momento de la deformación por impacto, de manera que el límite superior es idealmente del 0,55%.

20 Mn es un elemento para mejorar la resistencia y la capacidad de endurecimiento. Si es inferior al 0,1%, no se obtiene suficiente resistencia en el momento del endurecimiento. Además, incluso si se añade más del 3%, el efecto se satura. Por lo tanto, Mn está, preferentemente, en el intervalo del 0,1 al 3%.

Si es un elemento de aleación de tipo endurecimiento de solución, pero si es superior al 1,0%, la escala de la superficie se convierte en un problema. Además, cuando se recubre la superficie de lámina de acero, si la cantidad de Si añadida es grande, la capacidad de recubrimiento se deteriora, de manera que el límite superior se establece, preferentemente, en el 0,5%.

Al es un elemento necesario usado como un material para desoxidar el acero fundido y además es un elemento de fijación de N. Su cantidad tiene un efecto sobre el tamaño de grano de cristal o las propiedades mecánicas. Para tener dicho efecto, se requiere un contenido del 0,005% o superior, pero si es mayor del 0,1%, hay grandes inclusiones no metálicas y se dan, fácilmente, defectos superficiales en el producto. Por esta razón, Al está presente, preferentemente, en el intervalo del 0,005 al 0,1%.

S tiene un efecto sobre las inclusiones no metálicas en el acero. Provoca el deterioro de la trabajabilidad y se convierte en una causa de deterioro de la tenacidad y aumento de la anisotropía y la susceptibilidad al agrietamiento por calentamiento repetido. Por esta razón, S es preferentemente del 0,02% o menor. Nótese que, más preferentemente, es del 0,01% o menor. Además, al limitar S al 0,005% o menor, las características de impacto son mejoradas sorprendentemente.

P es un elemento que tiene un efecto perjudicial sobre el agrietamiento de soldadura y la tenacidad, de manera que P es preferentemente del 0,03% o menor. Nótese que, preferentemente, es del 0,02% o menor. Además, más preferentemente, es del 0,015% o menor.

40 Si N excede el 0,01%, el engrosamiento de los nitruros y el endurecimiento por envejecimiento mediante el soluto N provoca que la tenacidad se deteriore, como una tendencia. Por esta razón, N está contenido, preferentemente, en una cantidad del 0,01% o menos.

O no está particularmente limitado, pero una adición excesiva se convierte en una causa para la formación de óxidos que tienen un efecto perjudicial sobre la tenacidad. Para suprimir los óxidos que se convierten en el punto de partida de la fractura por fatiga, preferentemente, el contenido es del 0,015% o menor.

Cr es un elemento para mejorar la capacidad de endurecimiento. Además, tiene el efecto de causar la precipitación de carburos de tipo $M_{23}C_6$ en la matriz. Tiene la acción de elevar la resistencia y hacer los carburos más finos. Se añade para obtener estos efectos. Si es inferior al 0,01%, estos efectos no se pueden esperar en un grado suficiente. Además, si es superior al 1,2%, el límite elástico tiende a aumentar excesivamente, de manera que Cr está, preferentemente, en el intervalo del 0,01 al 1,0%. Más preferentemente, es del 0,05 al 1%.

B puede ser añadido con el propósito de mejorar la capacidad de endurecimiento durante la conformación en prensa o en el enfriamiento después de la conformación en prensa. Para conseguir este efecto, es necesaria una adición del 0,0002% o más. Sin embargo, si esta cantidad de adición se incrementa demasiado, hay una preocupación de un agrietamiento en caliente y el efecto se satura, de manera que el límite superior se establece, idealmente en el 0,0050%.

Ti puede ser añadido con el fin de sujetar el N formando un compuesto con B para sacar a relucir, de manera efectiva, el efecto de B. Para sacar a relucir este efecto, $(Ti - 3,42 \times N)$ tiene que ser al menos del 0,001%, pero si se incrementa demasiado la cantidad de Ti, la cantidad de C que no se une con Ti disminuye y después de un enfriamiento ya no puede obtenerse una resistencia suficiente. En relación al límite superior, el equivalente de Ti que permite una cantidad de C no unida con Ti de al menos el 0,1%, es decir, $3,99 \times (C - 0,1)\%$, es preferente.

Pueden incluirse también Ni, Cu, Sn y otros elementos que entran probablemente desde la chatarra. Además, desde el punto de vista del control de la forma de las inclusiones, pueden añadirse también Ca, Mg, Y, As, Sb, y REM. Además, para mejorar la resistencia, también es posible añadir Ti, Nb, Zr, Mo o V. En particular, Mo mejora también la capacidad de endurecimiento, de manera que puede añadirse también para este propósito, pero si estos elementos se incrementan excesivamente, la cantidad de C que no se une con estos elementos se reducirá y ya no se obtendrá una resistencia suficiente después del enfriamiento, de manera que una adición no superior al 1% de cada uno de ellos, es preferente.

Los elementos Cr, B, Ti y Mo anteriores son elementos que tienen un efecto sobre la capacidad de endurecimiento. Las cantidades de estos elementos añadidos pueden ser optimizadas considerando la capacidad de endurecimiento requerida, el costo en el momento de la producción, etc. Por ejemplo, es posible optimizar los elementos anteriores, Mn, etc., para reducir el costo de aleación, reducir el número de tipos de acero para reducir el coste, incluso si el coste de la aleación no es minimizado, o usar otras diversas combinaciones de elementos según las circunstancias en el momento de la producción.

Además, no hay ningún problema particular, incluso si están incluidas, inevitablemente, las impurezas incluidas.

La lámina de acero de la composición indicada anteriormente puede ser tratada también mediante laminación de aluminio, aluminio-zinc o zinc. En el procedimiento de producción de la misma, el decapado y la laminación en frío pueden realizarse mediante procedimientos ordinarios. Tampoco hay ningún problema incluso si el procedimiento de laminado de aluminio o el procedimiento de laminado de aluminio-zinc y el laminado de zinc son realizados también mediante procedimientos ordinarios. Es decir, con el laminado de aluminio, una concentración de Si del 5 al 12% en el baño es adecuada, mientras que con el laminado de aluminio-zinc, una concentración de Zn del 40 al 50% en el baño es adecuada. Además, no hay ningún problema particular, incluso si la capa de laminado de aluminio incluye Mg o Zn o la capa de laminado de aluminio-zinc incluye Mg. Es posible producir una lámina de acero de características similares.

Obsérvese que con respecto a la atmósfera del procedimiento de laminado, es posible realizar el laminado en condiciones ordinarias, tanto en una instalación de laminado continuo, que tiene un horno no oxidante, como en una instalación de laminado no continuo, que tiene un horno no oxidante. Debido a que con esta lámina de acero individual, no se requiere un control especial, tampoco se inhibe la productividad. Además, como procedimiento de laminado de zinc, puede usarse galvanización por inmersión en caliente, laminado de zinc electrolítico, galvanización por inmersión en caliente de aleación u otro procedimiento. Bajo las condiciones de producción anteriores, la superficie de la lámina de acero no está pre-laminada con metal antes del laminado, pero no hay ningún problema en particular en pre-laminar la lámina de acero con níquel, pre-laminarla con hierro o pre-laminarla con otro metal, para mejorar la capacidad de laminado. Además, no hay ningún problema particular, incluso si se trata la superficie de la capa de laminado con un laminado de un metal diferente o se recubre con un compuesto inorgánico u orgánico. A continuación, se usarán ejemplos para explicar la presente invención con mayor detalle.

Ejemplos

(Ejemplo 1: Ejemplo de referencia)

Se fundieron planchas de las composiciones químicas mostradas en la Tabla 1. Estas planchas fueron calentadas a entre 1.050 y 1.350°C y fueron laminadas en caliente a una temperatura de acabado de 800 a 900°C y una temperatura de bobinado de 450 a 680°C, para obtener láminas de acero laminadas en caliente de un espesor de 4 mm. A continuación, estas fueron decapadas, a continuación, fueron laminadas en frío para obtener láminas de acero laminadas en frío de un espesor de 1,6 mm. Después de esto, fueron calentadas a la región de austenita de 950°C sobre el punto Ac_3 , a continuación, fueron conformadas en caliente. Se cambió la cantidad de hidrógeno y el punto de rocío de la atmósfera del horno de calentamiento. Las condiciones se muestran en la Tabla 2 y la Tabla

3. Las resistencias a la tracción eran de 1.523 MPa y 1.751 MPa.

5 Cuando se evalúan las partes perforadas con el punzón, se cortaron piezas de tamaño 100 mm x 100 mm de estas partes conformadas para obtener piezas de ensayo. Las partes centrales fueron perforadas mediante un punzón $\Phi 10$ mm a una holgura del 15%, a continuación, las piezas fueron trabajadas, de manera secundaria, bajo
10 diversas condiciones. Además, cuando se evalúan las partes cortadas, las piezas de ensayo, trabajadas de manera secundaria, fueron cortadas a tamaños de 31,4 mm x 31,4 mm, trabajando, de manera primaria, a una holgura del 15%, a continuación, fueron trabajadas, de manera secundaria, bajo diversas condiciones, en la misma manera que la perforación con punzón. La forma de la pieza de ensayo, en este momento, se muestra en las Figuras. 12, 13. El intervalo de trabajo al realizar este trabajo secundario fue anotado también. La trituration mecánica fue realizada mediante un escariador para el orificio perforado con punzón y mediante una fresadora para el extremo cortado. Para evaluar la resistencia al agrietamiento de estas piezas de ensayo, las piezas de ensayo se dejaron en reposo después del trabajo secundario durante 24 horas a temperatura ambiente, a continuación, el número de grietas en los extremos trabajados y el esfuerzo residual en los extremos perforados y los extremos cortados fueron medidos mediante rayos-X. Se midió el número de grietas para toda la circunferencia
15 del orificio para un orificio perforado con punzón. Para los extremos cortados, se midió un lado.

20 Como resultado del estudio, bajo las condiciones de corte y perforación con punzón, se produjo agrietamiento frecuentemente bajo las condiciones de producción nº 1, 2, 3, 5, 6, 7, 8 y 10, donde la cantidad de hidrógeno de la atmósfera de calentamiento es del 30% o el punto de rocío es de 50°C, el trabajo primario se deja tal cual, o después del trabajo primario, se realiza un trabajo secundario a 3 mm desde el extremo trabajado, mientras que no se produjeron grietas bajo las condiciones de producción de trabajo secundario nº 4 y 9, donde la cantidad de hidrógeno de la atmósfera de calentamiento es del 10% o menor, el punto de rocío es de 30°C o menos, y 1000 μm desde el extremo trabajado es trabajado, de manera secundaria, después del trabajo primario. Además, las tendencias en el número de grietas que se producen bajo las condiciones de producción de una cantidad de hidrógeno en la atmósfera de calentamiento del 10% o menos y un punto de rocío de 30°C o menos y los resultados de la medición del esfuerzo residual mediante rayos X coinciden perfectamente. Por lo tanto, para una mejora de la resistencia al agrietamiento de los extremos trabajados, puede decirse que un nuevo trabajo de la parte, a 1 a 2.000 μm desde los extremos trabajados después del trabajo primario, es efectivo
25

Tabla 1 (% en peso)

Tipo de acero	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	N	Ti	B
A	0,22	0,22	1,1	0,010	0,003	0,050	0,20	0,0034	0,023	0,0023
B	0,27	0,15	0,7	0,006	0,009	0,031	0,14	0,0038	0,025	0,0025

Tabla 2

Nº de Condición de producción	Nº de tipo de acero	Espesor	H en atmósfera (%)	Punto de rocío (°C)	Esfuerzo de tracción (MPa)	Procedimiento de perforación				Intervalo de trabajo secundario (µm)	Esfuerzo de tracción residual extremo de punzón (MPa)	Nº de grietas después de 24 h de reposo
						Trabajo principal		Trabajo secundario				
						Diámetro de punzón (mm)	Diámetro de troquel (mm)	Diámetro de punzón (mm)	Diámetro de troquel (mm)			
1	A	1,6	5	20	1523	10,0	10,5	-	-	-	1240	4
2			30	10		10,0	10,5	12,0	12,5	1000	435	6
3			5	50		10,0	10,5	12,0	12,5	1000	395	5
4			1	-10		10,0	10,5	12,0	12,5	1000	420	0
5			3	0		10,0	10,5	16,0	16,5	3000	1193	6
6	B	1,6	5	20	1751	10,0	10,5	-	-	-	1392	14
7			30	10		10,0	10,5	12,0	12,5	1000	378	7
8			5	50		10,0	10,5	12,0	12,5	1000	445	5
9			1	-10		10,0	10,5	12,0	12,5	1000	266	0
10			3	0		10,0	10,5	16,0	16,5	3000	1353	13

Tabla 3

Nº de Condición de producción	Nº de tipo de acero	Espesor	H en atmósfera (%)	Punto de rocío (°C)	Esfuerzo de tracción (MPa)	Procedimiento de corte de extremo			Intervalo de trabajo secundario (µm)	Esfuerzo de tracción residual extremo de corte (MPa)	Nº de grietas después de 24 h de reposo
						Trabajo principal		Trabajo secundario			
						Procedimiento	Holgura (%)				
1	A	1,6	5	20	1523	Corte	15	-	-	1321	5
2			30	10		Corte	15	Corte	1000	378	6
3			5	50		Corte	15	Corte	1000	425	8
4			1	-10		Corte	15	Corte	1000	334	0
5			3	0		Corte	15	Corte	3000	1218	5
6	B	1,6	5	20	1751	Corte	15	-	-	1447	16
7			30	10		Corte	15	Corte	1000	354	7
8			5	50		Corte	15	Corte	1000	405	9
9			1	-10		Corte	15	Corte	1000	191	0
10			3	0		Corte	15	Corte	3000	1491	15

(Ejemplo 2: Ejemplo de referencia)

Se fundieron placas de las composiciones químicas mostradas en la Tabla 4. Estas placas fueron calentadas a entre 1.050 y 1.350°C y fueron laminadas en caliente a una temperatura de acabado de 800 a 900°C y una temperatura de bobinado de 450 a 680°C, para obtener láminas de acero, laminadas en caliente, de un espesor de 4 mm. A continuación, estas fueron decapadas, a continuación, fueron laminadas en frío para obtener láminas de acero de un espesor de 1,6 mm. Además, las partes de las láminas laminadas en frío fueron tratadas mediante recubrimiento por inmersión en caliente de aluminio, recubrimiento por inmersión en caliente de aluminio y zinc, galvanizado por inmersión en caliente de aleación y galvanización por inmersión en caliente. La Tabla 5 muestra la leyenda del tipo de laminado. Después de esto, estas láminas de acero laminadas en frío y las láminas de acero con superficies tratadas fueron calentadas mediante un calentamiento en horno a la región de austenita del punto AC₃ a 950°C y, a continuación, fueron conformadas en caliente. Se cambió la cantidad de hidrógeno y el punto de rocío en la atmósfera del horno de calentamiento. Las condiciones se muestran en la Tabla 6.

Una sección transversal de la forma del molde se muestra en la Fig. 14. La leyenda en la Fig. 14 se muestra a continuación (1: troquel, 2: punzón). La forma del punzón, tal como se ve desde arriba, se muestra en la Fig. 15. La leyenda en la Fig. 15 se muestra a continuación (2: punzón). La forma del troquel, tal como se ve desde abajo, se muestra en la Fig. 16. La leyenda en la Fig. 16 se muestra a continuación (1: troquel). El molde siguió la forma del punzón. La forma del troquel estaba determinada por una holgura de un espesor de 1,6 mm. El tamaño (mm) de la pieza sin tratar era de 1,6 x espesor x 300 x 500. En relación a las condiciones de conformación, la velocidad del punzón se estableció a 10 mm/s, la fuerza de presión se estableció a 200 toneladas y el tiempo de retención hasta el punto muerto inferior se estableció en 5 segundos. Una vista esquemática de la parte conformada se muestra en la Fig. 17. Una pieza de ensayo de tracción fue cortada de la parte conformada. El esfuerzo de tracción de la parte conformada era 1.470 MPa o superior. El corte realizado fue una perforación. La posición mostrada en la Fig. 18 fue perforada usando un punzón de un diámetro de 10 mmΦ y usando un troquel de un diámetro de 10,5 mm. La Fig. 18 muestra la forma de la parte, tal como se ve desde arriba. La leyenda en la Fig. 18 se muestra a continuación (1: parte 2: centro del orificio de la pieza). La perforación fue realizada durante los 30 minutos siguientes a la conformación en caliente. Después de la perforación, se realizó la conformación. Los procedimientos de trabajo se muestran también en la Tabla 6. Para la leyenda, el caso de conformación se muestra mediante "S", mientras que el caso de no trabajo se muestra mediante "N". En este momento, el diámetro del agujero acabado fue cambiado y se estudió el efecto del espesor eliminado. Las condiciones se muestran, en conjunto, en la Tabla 6. La conformación fue realizada durante los 30 minutos siguientes a la perforación. La resistencia a la fragilización por hidrógeno fue evaluada mediante el examen de toda la circunferencia del orificio, una semana después de la conformación, para determinar la presencia de cualquier grieta. El examen se realizó usando una lupa o un microscopio electrónico. Los resultados de la determinación se muestran, en conjunto, en la Tabla 6. Nótese que la prensa usada era una prensa de manivela general.

Los experimentos N°1 a 249 muestran los resultados de la consideración de los efectos del tipo de acero, el tipo de laminado, la concentración de hidrógeno en la atmósfera y el punto de rocío para el caso de trabajo mediante conformación. Los experimentos N° 250 a 277 son casos de no trabajo. En todos los casos se produjeron grietas.

Tabla 4

Tipo de acero	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	N	Ti	B
C	0,22	0,2	2,2	0,015	0,008	0,040	-	0,0040	-	-
D	0,22	0,22	1,1	0,010	0,003	0,050	0,20	0,0034	0,023	0,0023
E	0,21	0,18	1,3	0,006	0,004	0,031	1,10	0,0038	-	-

Tabla 5

Tipo de laminado	Leyenda
No laminado	CR
Laminado de aluminio	AL
Galvanización por inmersión en caliente de aleación	GA
Galvanización por inmersión en caliente	GI

Tabla 6 (Parte 1)

Ej N°	Tipo de acero	Tipo de laminado	H en atm (%)	Punto de rocío (°C)	Proc. de trabajo	Atm de trabajo	Grietas
51	C	CR	40	15	S	0,1	Sí
52	C	CR	40	40	S	0,1	Sí
53	D	CR	40	-40	S	0,1	Sí

Ej N°	Tipo de acero	Tipo de laminado	H en atm (%)	Punto de rocío (°C)	Proc. de trabajo	Atm de trabajo	Grietas
1	C	CR	80	-40	S	0,1	Sí
2	C	CR	80	-20	S	0,1	Sí
3	C	CR	80	0	S	0,1	Sí

54	D	CR	40	0	S	0,1	Sí
55	D	CR	40	15	S	0,1	Sí
56	D	CR	40	40	S	0,1	Sí
57	E	CR	40	-40	S	0,1	Sí
58	E	CR	40	0	S	0,1	Sí
59	E	CR	40	15	S	0,1	Sí
60	E	CR	40	40	S	0,1	Sí
61	C	CR	8	-40	S	0,1	No
62	C	CR	8	-20	S	0,1	No
63	C	CR	8	0	S	0,1	No
64	C	CR	8	5	S	0,1	No
65	C	CR	8	15	S	0,1	No
66	C	CR	8	25	S	0,1	No
67	C	CR	8	40	S	0,1	Sí
68	D	CR	8	-40	S	0,1	No
69	D	CR	8	-20	S	0,1	No
70	D	CR	8	0	S	0,1	No
71	D	CR	8	5	S	0,1	No
72	D	CR	8	15	S	0,1	No
73	D	CR	8	25	S	0,1	No
74	D	CR	8	40	S	0,1	Sí

4	C	CR	80	5	S	0,1	Sí
5	C	CR	80	15	S	0,1	Sí
6	C	CR	80	25	S	0,1	Sí
7	C	CR	80	40	S	0,1	Sí
8	C	AL	80	-40	S	0,1	Sí
9	C	AL	80	-20	S	0,1	Sí
10	C	AL	80	0	S	0,1	Sí
11	C	AL	80	5	S	0,1	Sí
12	C	AL	80	15	S	0,1	Sí
13	C	AL	80	25	S	0,1	Sí
14	C	AL	80	40	S	0,1	Sí
15	C	GI	80	-20	S	0,1	Sí
16	C	GA	80	-20	S	0,1	Sí
17	D	CR	80	-40	S	0,1	Sí
18	D	CR	80	-20	S	0,1	Sí
19	D	CR	80	0	S	0,1	Sí
20	D	CR	80	5	S	0,1	Sí
21	D	CR	80	15	S	0,1	Sí
22	D	CR	80	25	S	0,1	Sí
23	D	CR	80	40	S	0,1	Sí
24	D	AL	80	-40	S	0,1	Sí

75	E	CR	8	-40	S	0,1	No
76	E	CR	8	-20	S	0,1	No
77	E	CR	8	0	S	0,1	No
78	E	CR	8	5	S	0,1	No
79	E	CR	8	15	S	0,1	No
80	E	CR	8	25	S	0,1	No
81	E	CR	8	40	S	0,1	Si
82	C	CR	4	-40	S	0,1	No
83	C	CR	4	0	S	0,1	No
84	C	CR	4	15	S	0,1	No
85	C	CR	4	40	S	0,1	Si
86	D	CR	4	-40	S	0,1	No
87	D	CR	4	0	S	0,1	No
88	D	CR	4	15	S	0,1	No
89	D	CR	4	40	S	0,1	Si
90	E	CR	4	-40	S	0,1	No
91	E	CR	4	0	S	0,1	No
92	E	CR	4	15	S	0,1	No
93	E	CR	4	40	S	0,1	Si
94	C	CR	2	-40	S	0,1	No
95	C	CR	2	-20	S	0,1	No

25	D	AL	80	-20	S	0,1	Si
26	D	AL	80	0	S	0,1	Si
27	D	AL	80	5	S	0,1	Si
28	D	AL	80	15	S	0,1	Si
29	D	AL	80	25	S	0,1	Si
30	D	AL	80	40	S	0,1	Si
31	D	GI	80	-20	S	0,1	Si
32	D	GA	80	-20	S	0,1	Si
33	E	CR	80	-40	S	0,1	Si
34	E	CR	80	-20	S	0,1	Si
35	E	CR	80	0	S	0,1	Si
36	E	CR	80	5	S	0,1	Si
37	E	CR	80	15	S	0,1	Si
38	E	CR	80	25	S	0,1	Si
39	E	CR	80	40	S	0,1	Si
40	E	AL	80	-40	S	0,1	Si
41	E	AL	80	-20	S	0,1	Si
42	E	AL	80	0	S	0,1	Si
43	E	AL	80	5	S	0,1	Si
44	E	AL	80	15	S	0,1	Si
45	E	AL	80	25	S	0,1	Si

96	C	CR	2	0	S	0,1	No
97	C	CR	2	5	S	0,1	No
98	C	CR	2	15	S	0,1	No
99	C	CR	2	25	S	0,1	No
100	C	CR	2	40	S	0,1	Sí

46	E	AL	80	40	S	0,1	Sí
47	E	GI	80	-20	S	0,1	Sí
48	E	GA	80	-20	S	0,1	Sí
49	C	CR	40	-40	S	0,1	Sí
50	C	CR	40	0	S	0,1	Sí

Tabla 6 (Parte 2)

Ej N°	Tipo de acero	Tipo de laminado	H en atm (%)	Punto de rocío (°C)	Proc. de trabajo	Atm de trabajo	Grietas
151	E	CR	0,5	0	S	0,1	No
152	E	CR	0,5	15	S	0,1	No
153	E	CR	0,5	40	S	0,1	Sí
154	C	CR	0,1	-40	S	0,1	No
155	C	CR	0,1	-20	S	0,1	No
156	C	CR	0,1	0	S	0,1	No
157	C	CR	0,1	5	S	0,1	No
158	C	CR	0,1	15	S	0,1	No
159	C	CR	0,1	25	S	0,1	No
160	C	CR	0,1	40	S	0,1	Sí
161	C	AL	0,1	-40	S	0,1	No

Ej N°	Tipo de acero	Tipo de laminado	H en atm (%)	Punto de rocío (°C)	Proc. de trabajo	Atm de trabajo	Grietas
101	C	AL	2	-40	S	0,1	No
102	C	AL	2	-20	S	0,1	No
103	C	AL	2	0	S	0,1	No
104	C	AL	2	5	S	0,1	No
105	C	AL	2	15	S	0,1	No
106	C	AL	2	25	S	0,1	No
107	C	AL	2	40	S	0,1	Sí
108	C	GI	2	15	S	0,1	No
109	C	GA	2	15	S	0,1	No
110	D	CR	2	-40	S	0,1	No
111	D	CR	2	-20	S	0,1	No

162	C	AL	0,1	-20	S	0,1	No
163	C	AL	0,1	0	S	0,1	No
164	C	AL	0,1	5	S	0,1	No
165	C	AL	0,1	15	S	0,1	No
166	C	AL	0,1	25	S	0,1	No
167	C	AL	0,1	40	S	0,1	Sí
168	C	GI	0,1	15	S	0,1	No
169	C	GA	0,1	15	S	0,1	No
170	D	CR	0,1	-40	S	0,1	No
171	D	CR	0,1	-20	S	0,1	No
172	D	CR	0,1	0	S	0,1	No
173	D	CR	0,1	5	S	0,1	No
174	D	CR	0,1	15	S	0,1	No
175	D	CR	0,1	25	S	0,1	No
176	D	CR	0,1	40	S	0,1	Sí
177	D	AL	0,1	-40	S	0,1	No
178	D	AL	0,1	-20	S	0,1	No
179	D	AL	0,1	0	S	0,1	No
180	D	AL	0,1	5	S	0,1	No
181	D	AL	0,1	15	S	0,1	No
182	D	AL	0,1	25	S	0,1	No

112	D	CR	2	0	S	0,1	No
113	D	CR	2	5	S	0,1	No
114	D	CR	2	15	S	0,1	No
115	D	CR	2	25	S	0,1	No
116	D	CR	2	40	S	0,1	Sí
117	D	AL	2	-40	S	0,1	No
118	D	AL	2	-20	S	0,1	No
119	D	AL	2	0	S	0,1	No
120	D	AL	2	5	S	0,1	No
121	D	AL	2	15	S	0,1	No
122	D	AL	2	25	S	0,1	No
123	D	AL	2	40	S	0,1	Sí
124	D	GI	2	15	S	0,1	No
125	D	GA	2	15	S	0,1	No
126	E	CR	2	-40	S	0,1	No
127	E	CR	2	-20	S	0,1	No
128	E	CR	2	0	S	0,1	No
129	E	CR	2	5	S	0,1	No
130	E	CR	2	15	S	0,1	No
131	E	CR	2	25	S	0,1	No
132	E	CR	2	40	S	0,1	Sí

183	D	AL	0,1	40	S	0,1	Sí
184	D	GI	0,1	15	S	0,1	No
185	D	GA	0,1	15	S	0,1	No
186	E	CR	0,1	-40	S	0,1	No
187	E	CR	0,1	-20	S	0,1	No
188	E	CR	0,1	0	S	0,1	No
189	E	CR	0,1	5	S	0,1	No
190	E	CR	0,1	15	S	0,1	No
191	E	CR	0,1	25	S	0,1	No
192	E	CR	0,1	40	S	0,1	Sí
193	E	AL	0,1	-40	S	0,1	No
194	E	AL	0,1	-20	S	0,1	No
195	E	AL	0,1	0	S	0,1	No
196	E	AL	0,1	5	S	0,1	No
197	E	AL	0,1	15	S	0,1	No
198	E	AL	0,1	25	S	0,1	No
199	E	AL	0,1	40	S	0,1	Sí
200	E	GI	0,1	15	S	0,1	No

133	E	AL	2	-40	S	0,1	No
134	E	AL	2	-20	S	0,1	No
135	E	AL	2	0	S	0,1	No
136	E	AL	2	5	S	0,1	No
137	E	AL	2	15	S	0,1	No
138	E	AL	2	25	S	0,1	No
139	E	AL	2	40	S	0,1	Sí
140	E	GI	2	15	S	0,1	No
141	E	GA	2	15	S	0,1	No
142	C	CR	0,5	-40	S	0,1	No
143	C	CR	0,5	0	S	0,1	No
144	C	CR	0,5	15	S	0,1	No
145	C	CR	0,5	40	S	0,1	Sí
146	D	CR	0,5	-40	S	0,1	No
147	D	CR	0,5	0	S	0,1	No
148	D	CR	0,5	15	S	0,1	No
149	D	CR	0,5	40	S	0,1	Sí
150	E	CR	0,5	-40	S	0,1	No

Tabla 6 (Parte 3)

Ej Nº	Tipo de acero	Tipo de laminado	H en atm (%)	Punto de rocío (°C)	Proc. de trabajo	Atm de trabajo	Grietas
201	E	GA	0,1	15	S	0,1	No
202	C	CR	0,05	-20	S	0,1	No
203	C	CR	0,05	-40	S	0,1	No
204	C	CR	0,05	-20	S	0,1	No
205	C	CR	0,05	0	S	0,1	No
206	C	CR	0,05	5	S	0,1	No
207	C	CR	0,05	15	S	0,1	No
208	C	CR	0,05	25	S	0,1	No
209	C	CR	0,05	40	S	0,1	Sí
210	D	CR	0,05	-20	S	0,1	No
211	D	CR	0,05	-40	S	0,1	No
212	D	CR	0,05	-20	S	0,1	No
213	D	CR	0,05	0	S	0,1	No
214	D	CR	0,05	5	S	0,1	No
215	D	CR	0,05	15	S	0,1	No
216	D	CR	0,05	25	S	0,1	No
217	D	CR	0,05	40	S	0,1	Sí

Ej Nº	Tipo de acero	Tipo de laminado	H en atm (%)	Punto de rocío (°C)	Proc. de trabajo	Atm de trabajo	Grietas
251	D	CR	80	-20	N	0	Sí
252	D	CR	80	0	N	0	Sí
253	D	CR	80	5	N	0	Sí
254	D	CR	80	15	N	0	Sí
255	D	CR	80	25	N	0	Sí
256	D	CR	80	40	N	0	Sí
257	D	AL	80	-40	N	0	Sí
258	D	AL	80	-20	N	0	Sí
259	D	AL	80	0	N	0	Sí
260	D	AL	80	5	N	0	Sí
261	D	AL	80	15	N	0	Sí
262	D	AL	80	25	N	0	Sí
263	D	AL	80	40	N	0	Sí
264	D	CR	8	-40	N	0	Sí
265	D	CR	8	-20	N	0	Sí
266	D	CR	8	0	N	0	Sí
267	D	CR	8	5	N	0	Sí

268	D	CR	8	15	N	0	Sí
269	D	CR	8	25	N	0	Sí
270	D	CR	8	40	N	0	Sí
271	D	AL	8	-40	N	0	Sí
272	D	AL	8	-20	N	0	Sí
273	D	AL	8	0	N	0	Sí
274	D	AL	8	5	N	0	Sí
275	D	AL	8	15	N	0	Sí
276	D	AL	8	25	N	0	Sí
277	D	AL	8	40	N	0	Sí

218	E	CR	0,05	-20	S	0,1	No
219	E	CR	0,05	-40	S	0,1	No
220	E	CR	0,05	-20	S	0,1	No
221	E	CR	0,05	0	S	0,1	No
222	E	CR	0,05	5	S	0,1	No
223	E	CR	0,05	15	S	0,1	No
224	E	CR	0,05	25	S	0,1	No
225	E	CR	0,05	40	S	0,1	Sí
226	C	CR	0,01	-40	S	0,1	No
227	C	CR	0,01	0	S	0,1	No
228	C	CR	0,01	15	S	0,1	No
229	C	CR	0,01	40	S	0,1	Sí
230	D	CR	0,01	-40	S	0,1	No
231	D	CR	0,01	0	S	0,1	No
232	D	CR	0,01	15	S	0,1	No
233	D	CR	0,01	40	S	0,1	Sí
234	E	CR	0,01	-40	S	0,1	No
235	E	CR	0,01	0	S	0,1	No
236	E	CR	0,01	15	S	0,1	No
237	E	CR	0,01	40	S	0,1	Sí
238	C	CR	0,005	-40	S	0,1	No

239	C	CR	0,005	0	S	0,1	No
240	C	CR	0,005	15	S	0,1	No
241	C	CR	0,005	40	S	0,1	Si
242	D	CR	0,005	-40	S	0,1	No
243	D	CR	0,005	0	S	0,1	No
244	D	CR	0,005	15	S	0,1	No
245	D	CR	0,005	40	S	0,1	Si
246	E	CR	0,005	-40	S	0,1	No
247	E	CR	0,005	0	S	0,1	No
248	E	CR	0,005	15	S	0,1	No
249	E	CR	0,005	40	S	0,1	Si
250	D	CR	80	-40	N	0	Si

(Ejemplo 3: Ejemplo de referencia)

Se fundieron placas de las composiciones químicas mostradas en la Tabla 4. Estas placas fueron calentadas a entre 1.050 y 1.350°C y fueron laminadas en caliente a una temperatura de acabado de 800 a 900°C y una temperatura de bobinado de 450 a 680°C, para obtener láminas de acero laminadas en caliente de un espesor de 4 mm. A continuación, estas fueron decapadas, a continuación, fueron laminadas en frío para obtener láminas de acero laminadas en frío de un espesor de 1,6 mm. Además, partes de estas láminas laminadas en frío fueron tratadas con recubrimiento por inmersión en caliente de aluminio, recubrimiento por inmersión en caliente de aluminio y zinc, galvanizado por inmersión en caliente de aleación y galvanización en caliente. La Tabla 5 muestra las leyendas de los tipos de laminado. Después de esto, estas láminas de acero laminadas en frío y las láminas de acero con superficie tratada fueron calentadas por calentamiento en horno, a una temperatura superior al punto Ac_3 , es decir, la región de austenita de 950°C, a continuación, fueron conformadas en caliente. Se cambiaron la cantidad de hidrógeno y el punto de rocío de la atmósfera del horno de calentamiento. Las condiciones se muestran en la Tabla 7.

Una sección transversal de la forma del molde se muestra en la Fig. 14. La leyenda en la Fig. 14 se muestra a continuación (1: troquel, 2: punzón). La forma del punzón, tal como se ve desde arriba, se muestra en la Fig. 15. La Fig. 15 muestra la leyenda (2: punzón). La forma del troquel, tal como se ve desde la parte inferior, se muestra en la Fig. 16. La leyenda en la Fig. 16 se muestra a continuación (1: troquel). El molde siguió la forma del punzón. La forma del troquel estaba determinada por una holgura de un espesor de 1,6 mm. El tamaño de la pieza sin tratar (mm) se estableció en 1,6 de espesor x 300 x 500. Las condiciones de conformación eran una velocidad de punzón de 10 mm/s, una fuerza de presión de 200 toneladas y un tiempo de retención en punto muerto inferior de 5 segundos. Una vista esquemática de la parte conformada se muestra en la Fig. 17. A partir de una pieza de ensayo de tracción, cortada de la parte conformada, se encontró que el esfuerzo de tracción de la parte conformada era de 1.470 MPa o más.

El corte realizado fue una perforación. La posición mostrada en la Fig. 18 fue perforada usando un punzón de un diámetro de 10 mm Φ , usando un troquel de un diámetro de 10,5 mm. La Fig. 18 muestra la forma de la parte, tal como se ve desde arriba. La leyenda en la Fig. 18 se muestra a continuación (1: parte 2: centro del orificio perforado). La perforación fue realizada durante los 30 minutos siguientes a la conformación en caliente. Después de la perforación, se realizó una acuñación. La acuñación fue realizada intercalando una placa a ser trabajada entre un punzón cónico que tiene un ángulo de 45° con respecto a la superficie de la placa y un troquel que tiene una superficie plana. La Fig. 19 muestra la herramienta. La leyenda en la Fig. 19 se muestra a continuación (1: punzón, 2: troquel, 3: pieza original después de la perforación). La acuñación fue realizada durante los 30 segundos siguientes a la perforación. La resistencia a la fragilización por hidrógeno fue valuada una semana después de la acuñación observando toda la circunferencia del orificio y determinando la presencia de grietas. Las grietas fueron observadas mediante una lupa o un microscopio electrónico. Los resultados de la determinación se muestran, en conjunto, en la tabla 7.

Los experimentos N° 1 a 249 muestran los resultados de la consideración de los efectos del tipo de acero, el tipo de laminado, la concentración de hidrógeno en la atmósfera y el punto de rocío para el caso de acuñación. Los experimentos N° 250 a 277 son ejemplos del caso de no acuñación y se produjeron grietas después de la perforación.

Tabla 7 (Parte 1)

Ej N°	Tipo de acero	Tipo de laminado	H en atm (%)	Punto de rocío (°C)	Proc. de trabajo	Gretas
51	C	CR	40	15	Acuñación	Sí
52	C	CR	40	40	Acuñación	Sí
53	D	CR	40	-40	Acuñación	Sí
54	D	CR	40	0	Acuñación	Sí
55	D	CR	40	15	Acuñación	Sí
56	D	CR	40	40	Acuñación	Sí
57	E	CR	40	-40	Acuñación	Sí
58	E	CR	40	0	Acuñación	Sí
59	E	CR	40	15	Acuñación	Sí
60	E	CR	40	40	Acuñación	Sí
61	C	CR	8	-40	Acuñación	No
62	C	CR	8	-20	Acuñación	No
63	C	CR	8	0	Acuñación	No
64	C	CR	8	5	Acuñación	No
65	C	CR	8	15	Acuñación	No
66	C	CR	8	25	Acuñación	No
67	C	CR	8	40	Acuñación	Sí

Ej N°	Tipo de acero	Tipo de laminado	H en atm (%)	Punto de rocío (°C)	Proc. de trabajo	Grietas
1	C	CR	80	-40	Acuñación	Sí
2	C	CR	80	-20	Acuñación	Sí
3	C	CR	80	0	Acuñación	Sí
4	C	CR	80	5	Acuñación	Sí
5	C	CR	80	15	Acuñación	Sí
6	C	CR	80	25	Acuñación	Sí
7	C	CR	80	40	Acuñación	Sí
8	C	AL	80	-40	Acuñación	Sí
9	C	AL	80	-20	Acuñación	Sí
10	C	AL	80	0	Acuñación	Sí
11	C	AL	80	5	Acuñación	Sí
12	C	AL	80	15	Acuñación	Sí
13	C	AL	80	25	Acuñación	Sí
14	C	AL	80	40	Acuñación	Sí
15	C	GI	80	-20	Acuñación	Sí
16	C	GA	80	-20	Acuñación	Sí
17	D	CR	80	-40	Acuñación	Sí

68	D	CR	8	-40	Acuñación	No
69	D	CR	8	-20	Acuñación	No
70	D	CR	8	0	Acuñación	No
71	D	CR	8	5	Acuñación	No
72	D	CR	8	15	Acuñación	No
73	D	CR	8	25	Acuñación	No
74	D	CR	8	40	Acuñación	Sí
75	E	CR	8	-40	Acuñación	No
76	E	CR	8	-20	Acuñación	No
77	E	CR	8	0	Acuñación	No
78	E	CR	8	5	Acuñación	No
79	E	CR	8	15	Acuñación	No
80	E	CR	8	25	Acuñación	No
81	E	CR	8	40	Acuñación	Sí
82	C	CR	4	-40	Acuñación	No
83	C	CR	4	0	Acuñación	No
84	C	CR	4	15	Acuñación	No
85	C	CR	4	40	Acuñación	Sí
86	D	CR	4	-40	Acuñación	No
87	D	CR	4	0	Acuñación	No
88	D	CR	4	15	Acuñación	No

18	D	CR	80	-20	Acuñación	Sí
19	D	CR	80	0	Acuñación	Sí
20	D	CR	80	5	Acuñación	Sí
21	D	CR	80	15	Acuñación	Sí
22	D	CR	80	25	Acuñación	Sí
23	D	CR	80	40	Acuñación	Sí
24	D	AL	80	-40	Acuñación	Sí
25	D	AL	80	-20	Acuñación	Sí
26	D	AL	80	0	Acuñación	Sí
27	D	AL	80	5	Acuñación	Sí
28	D	AL	80	15	Acuñación	Sí
29	D	AL	80	25	Acuñación	Sí
30	D	AL	80	40	Acuñación	Sí
31	D	GI	80	-20	Acuñación	Sí
32	D	GA	80	-20	Acuñación	Sí
33	E	CR	80	-40	Acuñación	Sí
34	E	CR	80	-20	Acuñación	Sí
35	E	CR	80	0	Acuñación	Sí
36	E	CR	80	5	Acuñación	Sí
37	E	CR	80	15	Acuñación	Sí
38	E	CR	80	25	Acuñación	Sí

89	D	CR	4	40	Acuñación	Sí
90	E	CR	4	-40	Acuñación	No
91	E	CR	4	0	Acuñación	No
92	E	CR	4	15	Acuñación	No
93	E	CR	4	40	Acuñación	Sí
94	C	CR	2	-40	Acuñación	No
95	C	CR	2	-20	Acuñación	No
96	C	CR	2	0	Acuñación	No
97	C	CR	2	5	Acuñación	No
98	C	CR	2	15	Acuñación	No
99	C	CR	2	25	Acuñación	No
100	C	CR	2	40	Acuñación	Sí

39	E	CR	80	40	Acuñación	Sí
40	E	AL	80	-40	Acuñación	Sí
41	E	AL	80	-20	Acuñación	Sí
42	E	AL	80	0	Acuñación	Sí
43	E	AL	80	5	Acuñación	Sí
44	E	AL	80	15	Acuñación	Sí
45	E	AL	80	25	Acuñación	Sí
46	E	AL	80	40	Acuñación	Sí
47	E	GI	80	-20	Acuñación	Sí
48	E	GA	80	-20	Acuñación	Sí
49	C	CR	40	-40	Acuñación	Sí
50	C	CR	40	0	Acuñación	Sí

Tabla 7 (Parte 2)

Ej N°	Tipo de acero	Tipo de laminado	H en atm (%)	Punto de rocío (°C)	Proc. de trabajo	Grietas
151	E	CR	0,5	0	Acuñación	No
152	E	CR	0,5	15	Acuñación	No
153	E	CR	0,5	40	Acuñación	Sí
154	C	CR	0,1	-40	Acuñación	No
155	C	CR	0,1	-20	Acuñación	No

Ej N°	Tipo de acero	Tipo de laminado	H en atm (%)	Punto de rocío (°C)	Proc. de trabajo	Grietas
101	C	AL	2	-40	Acuñación	No
102	C	AL	2	-20	Acuñación	No
103	C	AL	2	0	Acuñación	No
104	C	AL	2	5	Acuñación	No
105	C	AL	2	15	Acuñación	No

156	C	CR	0,1	0	Acuñación	No
157	C	CR	0,1	5	Acuñación	No
158	C	CR	0,1	15	Acuñación	No
159	C	CR	0,1	25	Acuñación	No
160	C	CR	0,1	40	Acuñación	Sí
161	C	AL	0,1	-40	Acuñación	No
162	C	AL	0,1	-20	Acuñación	No
163	C	AL	0,1	0	Acuñación	No
164	C	AL	0,1	5	Acuñación	No
165	C	AL	0,1	15	Acuñación	No
166	C	AL	0,1	25	Acuñación	No
167	C	AL	0,1	40	Acuñación	Sí
168	C	GI	0,1	15	Acuñación	No
169	C	GA	0,1	15	Acuñación	No
170	D	CR	0,1	-40	Acuñación	No
171	D	CR	0,1	-20	Acuñación	No
172	D	CR	0,1	0	Acuñación	No
173	D	CR	0,1	5	Acuñación	No
174	D	CR	0,1	15	Acuñación	No
175	D	CR	0,1	25	Acuñación	No
176	D	CR	0,1	40	Acuñación	Sí

106	C	AL	2	25	Acuñación	No
107	C	AL	2	40	Acuñación	Sí
108	C	GI	2	15	Acuñación	No
109	C	GA	2	15	Acuñación	No
110	D	CR	2	-40	Acuñación	No
111	D	CR	2	-20	Acuñación	No
112	D	CR	2	0	Acuñación	No
113	D	CR	2	5	Acuñación	No
114	D	CR	2	15	Acuñación	No
115	D	CR	2	25	Acuñación	No
116	D	CR	2	40	Acuñación	Sí
117	D	AL	2	-40	Acuñación	No
118	D	AL	2	-20	Acuñación	No
119	D	AL	2	0	Acuñación	No
120	D	AL	2	5	Acuñación	No
121	D	AL	2	15	Acuñación	No
122	D	AL	2	25	Acuñación	No
123	D	AL	2	40	Acuñación	Sí
124	D	GI	2	15	Acuñación	No
125	D	GA	2	15	Acuñación	No
126	E	CR	2	-40	Acuñación	No

177	D	AL	0,1	-40	Acuñación	No
178	D	AL	0,1	-20	Acuñación	No
179	D	AL	0,1	0	Acuñación	No
180	D	AL	0,1	5	Acuñación	No
181	D	AL	0,1	15	Acuñación	No
182	D	AL	0,1	25	Acuñación	No
183	D	AL	0,1	40	Acuñación	Sí
184	D	GI	0,1	15	Acuñación	No
185	D	GA	0,1	15	Acuñación	No
186	E	CR	0,1	-40	Acuñación	No
187	E	CR	0,1	-20	Acuñación	No
188	E	CR	0,1	0	Acuñación	No
189	E	CR	0,1	5	Acuñación	No
190	E	CR	0,1	15	Acuñación	No
191	E	CR	0,1	25	Acuñación	No
192	E	CR	0,1	40	Acuñación	Sí
193	E	AL	0,1	-40	Acuñación	No
194	E	AL	0,1	-20	Acuñación	No
195	E	AL	0,1	0	Acuñación	No
196	E	AL	0,1	5	Acuñación	No
197	E	AL	0,1	15	Acuñación	No

127	E	CR	2	-20	Acuñación	No
128	E	CR	2	0	Acuñación	No
129	E	CR	2	5	Acuñación	No
130	E	CR	2	15	Acuñación	No
131	E	CR	2	25	Acuñación	No
132	E	CR	2	40	Acuñación	Sí
133	E	AL	2	-40	Acuñación	No
134	E	AL	2	-20	Acuñación	No
135	E	AL	2	0	Acuñación	No
136	E	AL	2	5	Acuñación	No
137	E	AL	2	15	Acuñación	No
138	E	AL	2	25	Acuñación	No
139	E	AL	2	40	Acuñación	Sí
140	E	GI	2	15	Acuñación	No
141	E	GA	2	15	Acuñación	No
142	C	CR	0,5	-40	Acuñación	No
143	C	CR	0,5	0	Acuñación	No
144	C	CR	0,5	15	Acuñación	No
145	C	CR	0,5	40	Acuñación	Sí
146	D	CR	0,5	-40	Acuñación	No
147	D	CR	0,5	0	Acuñación	No

198	E	AL	0,1	25	Acuñación	No
199	E	AL	0,1	40	Acuñación	Sí
200	E	GI	0,1	15	Acuñación	No

148	D	CR	0,5	15	Acuñación	No
149	D	CR	0,5	40	Acuñación	Sí
150	E	CR	0,5	-40	Acuñación	No

Tabla 7 (Parte 3)

Ej N°	Tipo de acero	Tipo de laminado	H en atm (%)	Punto de rocío (°C)	Proc. de trabajo	Grietas
251	D	CR	80	-20	No trabajo	Sí
252	D	CR	80	0	No trabajo	Sí
253	D	CR	80	5	No trabajo	Sí
254	D	CR	80	15	No trabajo	Sí
255	D	CR	80	25	No trabajo	Sí
256	D	CR	80	40	No trabajo	Sí
257	D	AL	80	-40	No trabajo	Sí
258	D	AL	80	-20	No trabajo	Sí
259	D	AL	80	0	No trabajo	Sí
260	D	AL	80	5	No trabajo	Sí
261	D	AL	80	15	No trabajo	Sí
262	D	AL	80	25	No trabajo	Sí
263	D	AL	80	40	No trabajo	Sí
264	D	CR	8	-40	No trabajo	Sí

Ej N°	Tipo de acero	Tipo de laminado	H en atm (%)	Punto de rocío (°C)	Proc. de trabajo	Grietas
201	E	GA	0,1	15	Acuñación	No
202	C	CR	0,05	-20	Acuñación	No
203	C	CR	0,05	-40	Acuñación	No
204	C	CR	0,05	-20	Acuñación	No
205	C	CR	0,05	0	Acuñación	No
206	C	CR	0,05	5	Acuñación	No
207	C	CR	0,05	15	Acuñación	No
208	C	CR	0,05	25	Acuñación	No
209	C	CR	0,05	40	Acuñación	Sí
210	D	CR	0,05	-20	Acuñación	No
211	D	CR	0,05	-40	Acuñación	No
212	D	CR	0,05	-20	Acuñación	No
213	D	CR	0,05	0	Acuñación	No
214	D	CR	0,05	5	Acuñación	No

265	D	CR	8	-20	No trabajo	Sí
266	D	CR	8	0	No trabajo	Sí
267	D	CR	8	5	No trabajo	Sí
268	D	CR	8	15	No trabajo	Sí
269	D	CR	8	25	No trabajo	Sí
270	D	CR	8	40	No trabajo	Sí
271	D	AL	8	-40	No trabajo	Sí
272	D	AL	8	-20	No trabajo	Sí
273	D	AL	8	0	No trabajo	Sí
274	D	AL	8	5	No trabajo	Sí
275	D	AL	8	15	No trabajo	Sí
276	D	AL	8	25	No trabajo	Sí
277	D	AL	8	40	No trabajo	Sí

215	D	CR	0,05	15	Acuñación	No
216	D	CR	0,05	25	Acuñación	No
217	D	CR	0,05	40	Acuñación	Sí
218	E	CR	0,05	-20	Acuñación	No
219	E	CR	0,05	-40	Acuñación	No
220	E	CR	0,05	-20	Acuñación	No
221	E	CR	0,05	0	Acuñación	No
222	E	CR	0,05	5	Acuñación	No
223	E	CR	0,05	15	Acuñación	No
224	E	CR	0,05	25	Acuñación	No
225	E	CR	0,05	40	Acuñación	Sí
226	C	CR	0,01	-40	Acuñación	No
227	C	CR	0,01	0	Acuñación	No
228	C	CR	0,01	15	Acuñación	No
229	C	CR	0,01	40	Acuñación	Sí
230	D	CR	0,01	-40	Acuñación	No
231	D	CR	0,01	0	Acuñación	No
232	D	CR	0,01	15	Acuñación	No
233	D	CR	0,01	40	Acuñación	Sí
234	E	CR	0,01	-40	Acuñación	No
235	E	CR	0,01	0	Acuñación	No

236	E	CR	0,01	15	Acuñación	No
237	E	CR	0,01	40	Acuñación	Sí
238	C	CR	0,005	-40	Acuñación	No
239	C	CR	0,005	0	Acuñación	No
240	C	CR	0,005	15	Acuñación	No
241	C	CR	0,005	40	Acuñación	Sí
242	D	CR	0,005	-40	Acuñación	No
243	D	CR	0,005	0	Acuñación	No
244	D	CR	0,005	15	Acuñación	No
245	D	CR	0,005	40	Acuñación	Sí
246	E	CR	0,005	-40	Acuñación	No
247	E	CR	0,005	0	Acuñación	No
248	E	CR	0,005	15	Acuñación	No
249	E	CR	0,005	40	Acuñación	Sí
250	D	CR	80	-40	No trabajo	Sí

(Ejemplo 4)

Se fundieron planchas de las composiciones químicas mostradas en la Tabla 1. Estas planchas fueron calentadas a entre 1.050 y 1.350°C y fueron laminadas en caliente a una temperatura de acabado de 800 a 900°C y a una temperatura de bobinado de 450 a 680°C, para obtener láminas de acero laminadas en caliente de un espesor de 4 mm. A continuación, estas fueron decapadas, a continuación, fueron laminadas en frío para obtener láminas de acero laminadas en frío de un espesor de 1,6 mm. Después de esto, las láminas fueron calentadas al punto AC_3 a la región de austenita de 950°C, a continuación, fueron conformadas en caliente. Se cambiaron la cantidad de hidrógeno y el punto de rocío de la atmósfera del horno de calentamiento. Las condiciones se muestran en la Tabla 8. Los esfuerzos de tracción eran de 1.525 MPa y 1.785 MPa.

Cuando se evaluaron las partes perforadas con punzón, piezas de tamaño 100 mm x 100 mm fueron cortadas de estas partes conformadas para obtener piezas de ensayo. Los centros fueron perforados en las formas mostradas en las Figs. 3, 4 mediante un punzón con una parte paralela de $\Phi 10$ mm y 20 mm y una punta de 5 a 13 mm por una holgura del 4,3 al 25%. Para evaluar estas piezas de ensayo para la resistencia al agrietamiento, se midió el número de grietas en los extremos trabajados de manera secundaria y se midió, mediante rayos-X, el esfuerzo residual en los extremos perforados y en los extremos cortados. Se midió el número de grietas para toda la circunferencia de los orificios perforados con punzón. Para los extremos cortados, se midieron los lados individuales. Las condiciones de trabajo y los resultados se muestran también en la Tabla 8.

El resultado del estudio anterior es que tanto bajo las condiciones de perforación como bajo las de corte, aparecieron, frecuentemente, grietas en las muestras fuera del alcance de la presente invención, mientras que no aparecieron grietas en las muestras incluidas en el alcance de la presente invención.

Tabla 8

Nº cond prod	Nº de tipo de acero	Espesor	H atm (%)	Punto de rocío (°C)	Es-fuerzo de trac-ción (MPa)	Proc. de trabajo	Forma de punzón							Diámetro u holgura de troquel (mm)	Hol gu ra (%)	Esfuerzo de tracción residual en extremo punzón (MPa)	Nº de grietas tras reposo de 24h	
							Diáme-tro o longitud de la punta del punzón (mm)	Diámetro o longitud de parte paralela del punzón (mm)	Diferen cia escalon ada D de lado único (mm)	Altura de diferen cia escalon ada: H (mm)	D/H	Ángulo extremo de la parte paralela a punzón (grados)	Longitud de parte paralela a punta de HP (mm)					
1	A	1,6	5	20	1525	Perforación	9,8	10,0	0,1	5,0	0,02	178,9	0	10,1	6,2	-48	0	Acero inv.
2			1	5		Perforación	9,8	10,0	0,1	5,0	0,02	178,9	0	10,2	12,5	365	0	Acero inv.
3			30	10		Perforación	9,8	10,0	0,1	5,0	0,02	178,9	0	10,2	12,5	348	4	Acero comp.
4			5	-15		Perforación	9,8	10,0	0,1	5,0	0,02	178,9	5	10,4	25,0	432	0	Acero inv.
5			5	50		Corte	9,8	10,0	0,1	5,0	0,02	178,9	0	10,4	25,0	441	3	Acero comp.
6			1	-10		Perforación	9,8	10,0	0,1	3,0	0,03	178,1	0	10,2	12,5	324	0	Acero inv.
7			3	0		Perforación	9,8	10,0	0,1	10,0	0,01	179,5	10	10,2	12,5	278	0	Acero inv.
8			5	20		Perforación	9,6	10,0	0,2	5,0	0,04	177,8	0	10,2	12,5	164	0	Acero inv.
9			0,5	5		Corte	9,6	10,0	0,2	1,0	0,20	168,7	0	10,2	12,5	157	0	Acero inv.
10			2	0		Perforación	8,0	10,0	1,0	15,0	0,07	176,2	2,5	10,1	6,2	27	0	Acero inv.
11			4	-10		Perforación	13,0	10,0	3,5	3,0	0,17	130,6	0	20,2	12,5	680	4	Acero comp.
12			1	15		Perforación	8,0	10,0	1,0	10,0	0,10	174,3	0	10,1	6,2	-15	0	Acero inv.
13			8	2		Perforación	9,6	10,0	0,2	2,0	0,10	90,0	0	10,2	12,5	780	3	Acero comp.
14			6	5		Perforación	10,0	10,0	0,0	0,0	∞	180,0	0	10,2	12,5	989	5	Acero comp.
1			5	20		Perforación	9,8	10,0	0,1	5,0	0,02	178,9	0	10,1	6,2	-87	0	Acero inv.
2			1	5		Perforación	9,8	10,0	0,1	5,0	0,02	178,9	0	10,2	12,5	375	0	Acero inv.

3	8	1,6	30	10	1785	Corte	9,8	10,0	0,1	5,0	0,02	178,9	0	10,2	12,5	395	3	Acero comp.
4			5	-15		Perforación	9,8	10,0	0,1	5,0	0,02	178,9	0	10,4	25,0	452	0	Acero inv.
5			5	50		Perforación	9,8	10,0	0,1	5,0	0,02	178,9	0	10,4	25,0	464	2	Acero comp.
6			1	-10		Perforación	9,8	10,0	0,1	3,0	0,03	178,1	10	10,2	12,5	365	0	Acero inv.
7	8	1,6	3	0	1785	Corte	9,8	10,0	0,1	10,0	0,01	179,5	5	10,2	12,5	324	0	Acero inv.
8			5	20		Perforación	9,6	10,0	0,2	5,0	0,04	177,8	0	10,2	12,5	218	0	Acero inv.
9			0,5	5		Perforación	9,6	10,0	0,2	1,0	0,20	168,7	0	10,2	12,5	158	0	Acero inv.
10			2	0		Perforación	8,0	10,0	1,0	15,0	0,07	176,2	15	10,1	6,2	54	0	Acero inv.
11	8	1,6	4	-10	1785	Perforación	9,6	10,0	0,2	2,0	0,10	90,0	0	10,2	12,5	985	4	Acero comp.
12			1	15		Perforación	13,0	10,0	3,5	3,0	1,17	130,6	0	20,2	12,5	785	2	Acero comp.
13			8	2		Perforación	8,0	10,0	1,0	10,0	0,10	174,3	2,5	10,1	6,2	-5	0	Acero inv.
14			6	5		Perforación	10,0	10,0	0,0	0,0	∞	180,0	0	10,2	12,5	1245	10	Acero comp.

(Nota) El subrayado indica condiciones fuera del rango de la invención

(Ejemplo 5: Ejemplo de referencia)

Láminas de acero laminadas de aluminio de las composiciones mostradas en la Tabla 9 (de espesor 1,6 mm) fueron mantenidas a 950°C durante 1 minuto, a continuación, fueron endurecidas a 800°C mediante un molde de lámina para preparar muestras de ensayo. Las muestras de ensayo tenían resistencias de TS = 1.540 MPa, YP = 1.120 MPa y T-E1 = 6%. Los orificios fueron realizados en las láminas de acero usando moldes de los tipos mostrados en la Fig. 20A, la Fig. 20B, la Fig. 20C y la Fig. 20D, bajo las condiciones de la Tabla 10. La holgura de la perforación fue ajustada a un intervalo del 5 al 40%. La resistencia a la fragilización por hidrógeno fue evaluada examinando toda la circunferencia de los orificios una semana después del trabajo, para determinar la presencia de grietas. La observación fue realizada usando una lupa o un microscopio electrónico. Los resultados de la determinación se muestran, en conjunto, en la Tabla 10.

5

10

El nivel 1 es el nivel que sirve como referencia para el esfuerzo residual resultante de una perforación por la presente invención, en un ensayo de perforación convencional, usando un molde de tipo A. Se produjeron grietas debido a la fragilización por hidrógeno.

15

En un ensayo usando un molde de tipo B, el nivel 2 tenía un gran ángulo θ_p de hombro del hombro de la cuchilla de plegado, un pequeño radio de curvatura R_p del hombro de la cuchilla de plegado, un pequeño efecto de reducción del esfuerzo residual y grietas debido a la fragilización por hidrógeno. El nivel 3 tenía una gran holgura, un pequeño efecto de reducción del esfuerzo residual y grietas debido a la fragilización por hidrógeno. El nivel 4 tenía un pequeño ángulo θ_p de hombro de la cuchilla de plegado y un pequeño radio de curvatura R_p del hombro de la cuchilla de plegado. Por esta razón, el valor de ensanchamiento obtenido por esta perforación no se mejoró con respecto al procedimiento de la técnica anterior, de manera que se produjeron grietas debido a la fragilización por hidrógeno.

20

En un ensayo usando un molde del tipo C, el nivel 11 tenía un punzón constituido por un punzón ordinario y un ángulo de hombro θ_d de la proyección del troquel y un radio de curvatura R_d del hombro que cumple las condiciones predeterminadas, de manera que hubo un pequeño efecto de reducción del esfuerzo residual y se produjeron grietas debido a la fragilización por hidrógeno. El nivel 12 tenía una gran holgura y un pequeño efecto de reducción del esfuerzo residual, de manera que se produjeron grietas debido a la fragilización por hidrógeno.

25

En un ensayo usando un molde de tipo D, el nivel 18 no cumplió las condiciones predeterminadas en el ángulo θ_p del hombro de la proyección del punzón, el radio de curvatura R_p del hombro, el ángulo θ_d del hombro de la proyección del troquel, y el radio de curvatura R_d del hombro, de manera que no pudo observarse ningún efecto de reducción del esfuerzo residual y no se produjeron grietas debido a la fragilización por hidrógeno. Además, el nivel 15 tenía una gran holgura y un pequeño efecto de reducción del esfuerzo residual, de manera que se produjeron grietas debido a la fragilización por hidrógeno.

30

Los niveles 8, 9, 14, 15, 21, 22 tenían atmósferas de calentamiento sobre el intervalo limitado, de manera que aparecieron grietas debido a la fragilización por hidrógeno.

En los otros niveles, los esfuerzos residuales en las secciones transversales perforadas se redujeron y no se produjeron grietas debido a la fragilización por hidrógeno.

Tabla 9 (% en peso)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ti	Al	B	N
0,22	0,2	1,25	0,012	0,0025	0,2	0,018	0,045	0,0022	0,0035

Tabla 10

Nivel	Atmósfera de calentamiento		Condiciones de ensayo		Forma de punzón				Forma de troquel					Holgura (%)	Grietas observadas		
	H en atm (%)	Punto de rocío (°C)	Tipo de molde	Vel. Punzón (m/s)	Carga supresora de arrugas (ton)	Diám. Punzón Ap (diám orificio inicial) (mm)	Altur Hp de cuchilla plegado (mm)	Holgura Dp de cuchilla plegado/ de corte (mm)	Ángulo de hombro de cuchilla plegado (gra)	Radio de curvatura Rd de cuchilla plegado (mm)	Diám. interior Ad de orificio de troquel (mm)	Altura Hd de cuchilla plegado (mm)	Holgura D de cuchilla plegado/ de corte (mm)			Ángulo de hombro de cuchilla plegado (gra)	Radio de curvatura Rd de hombro de cuchilla plegado (mm)
1	3	15	A	1,0	0,5	20	-	-	-	-	20,5	-	-	-	-	15,6	Sí
2	3	15	B	1,0	0,5	20	3	1,0	175	0	20,5	-	-	-	-	15,6	Sí
3	3	15	B	1,0	0,5	20	3	1,0	135	0	21	-	-	-	-	31,3	Sí
4	3	15	B	1,0	0,5	20	3	1,0	95	0	20,8	-	-	-	-	25,0	Sí
5	3	15	B	1,0	0,5	20	3	1,0	90	0,5	20,2	-	-	-	-	6,2	No
6	3	15	B	1,0	0,5	20	0,3	1,0	135	0	20,2	-	-	-	-	6,2	No
7	3	15	B	1,0	0,5	20	0,5	1,0	135	0,5	20,2	-	-	-	-	6,2	No
8	15	15	B	1,0	0,5	20	0,5	1,0	135	0,5	20,2	-	-	-	-	6,2	Sí
9	3	35	B	1,0	0,5	20	0,5	1,0	135	0,5	20,2	-	-	-	-	6,2	Sí

10	3	15	B	1,0	0,5	20	1,5	1,0	110	0,2	20,5	-	-	-	-	15,6	No
11	3	15	C	1,0	0,5	20	-	-	-	-	20,5	1,0	1,0	90	0	15,6	Sí
12	3	15	C	1,0	0,5	20	-	-	-	-	21,2	0,3	0,5	135	0,2	37,5	Sí
13	3	15	C	1,0	0,5	20	-	-	-	-	20,2	0,3	0,1	90	0,5	6,2	No
14	15	15	C	1,0	0,5	20	-	-	-	-	20,2	0,3	0,1	90	0,5	6,2	Sí
15	3	35	C	1,0	0,5	20	-	-	-	-	20,2	0,3	0,1	90	0,5	6,2	Sí
16	3	15	C	1,0	0,5	20	-	-	-	-	20,2	0,3	0,1	135	0	6,2	No
17	3	15	C	1,0	0,5	20	-	-	-	-	20,5	0,7	0,1	135	0,5	15,6	No
18	3	15	D	1,0	0,5	20	1,5	1,0	90	0	20,4	1,0	1,0	90	0	12,5	Sí
19	3	15	D	1,0	0,5	20	0,3	0,1	90	0,2	21	0,7	1,0	90	0,2	31,3	Sí
20	3	15	D	1,0	0,5	20	0,3	0,1	90	0,5	20,4	1,0	0,1	90	0,5	12,5	No
21	15	15	D	1,0	0,5	20	0,3	0,1	90	0,5	20,4	1,0	0,1	90	0,5	12,5	Sí
22	3	35	D	1,0	0,5	20	0,3	0,1	90	0,5	20,4	1,0	0,1	90	0,5	12,5	Sí
23	3	15	D	1,0	0,5	20	1,5	0,1	135	0	20,4	1,5	0,1	135	0	12,5	No
24	3	15	D	1,0	0,5	20	0,3	0,1	135	0,2	20,4	3,0	0,1	135	0,2	12,5	No

(Ejemplo 6: Ejemplo de referencia)

Se fundieron planchas de las composiciones químicas mostradas en la Tabla 4. Estas planchas fueron calentadas a entre 1.050 y 1.350°C y fueron laminadas en caliente a una temperatura de acabado de 800 a 900°C y una temperatura de bobinado de 450 a 680°C, para obtener láminas de acero laminadas en caliente de un espesor de 4 mm. Después de esto, las láminas de acero fueron decapadas, a continuación, fueron laminadas en frío para obtener láminas de acero laminadas en frío de un espesor de 1,6 mm. Además, parte de estas láminas de acero laminadas en frío fueron tratadas con recubrimiento por inmersión en caliente de aluminio, recubrimiento por inmersión en caliente de aluminio y zinc, galvanizado por inmersión en caliente de aleación y galvanización en caliente. La Tabla 5 muestra las leyendas de los tipos de laminado. Después de esto, estas láminas de acero laminadas en frío y las láminas de acero con superficie tratada fueron calentadas mediante calentamiento en horno por encima del punto A_{c3} , es decir, la región de austenita de 950°C, a continuación, fueron conformadas en caliente. Se cambiaron la cantidad de hidrógeno y el punto de rocío de la atmósfera del horno de calentamiento. Las condiciones se muestran en la Tabla 11.

La forma de la sección transversal del molde se muestra en la Fig. 21. La leyenda en la Fig. 21 se muestra a continuación (1: troquel de conformación en prensa, 2: punzón de conformación en prensa, 3: punzón perforador, 4: troquel de botón). La forma del punzón, tal como se ve desde arriba, se muestra en la Fig. 22. La leyenda en la Fig. 22 se muestra a continuación (2: punzón de conformación en prensa, 4: troquel de botón). La forma del troquel, tal como se ve desde la parte inferior, se muestra en la Fig. 23. La leyenda en la Fig. 23 se muestra a continuación (1: troquel de conformación en prensa, 3: punzón de perforación). El molde siguió la forma del punzón. La forma del troquel estaba determinada por una holgura de un espesor de 1,6 mm. La perforación fue realizada usando un punzón de un diámetro de 20 mm y un troquel de un diámetro de 20,5 mm. El tamaño de la pieza no tratada se hizo de 1,6 mm de espesor x 300 x 500. Las condiciones de conformación se establecieron a una velocidad de punzón de 10 mm/s, una fuerza de presión de 200 toneladas y un tiempo de retención en el punto muerto inferior de 5 segundos. Una vista esquemática de la parte conformada se muestra en la Fig. 24. A partir de una pieza de ensayo de tracción recortada de la parte conformada, se determinó que el esfuerzo de tracción de la parte conformada era de 1.470 MPa o superior.

Se estudió el efecto de la sincronización del inicio de la perforación cambiando la longitud del punzón de perforación. La Tabla 11 muestra la profundidad de la conformación, donde la perforación es iniciada por la distancia desde el punto muerto inferior como la sincronización del corte. Para mantener la forma después del trabajo, este valor está dentro de los 10 mm, preferentemente dentro de los 5 mm.

La resistencia a la fragilización por hidrógeno fue evaluada observando toda la circunferencia de los orificios perforados una semana después de la conformación, para determinar la presencia de grietas. La observación se realizó usando una lupa o un microscopio electrónico. Los resultados de la determinación se muestran, en conjunto, en la Tabla 11. Además, la precisión de la forma del orificio fue medida mediante un calibre y se encontró la diferencia con una forma de referencia. Una diferencia no superior a 1,0 mm fue considerada como buena. Los resultados de la determinación se muestran, en conjunto, en la Tabla 11. Además, la leyenda se muestra en la Tabla 12.

Los experimentos N° 1 a 249 muestran los resultados de la consideración de los efectos del tipo de acero, el tipo de laminación, la concentración de hidrógeno en la atmósfera y el punto de rocío. Los experimentos N° 250 a 277 muestran los resultados de la consideración de la sincronización del inicio del corte.

Tabla 11 (Parte 1)

Ej N°	Tipo de acero	Tipo de laminado	H en atm (%)	Punto de rocío (°C)	Sincronización de corte (mm)	Grietas	Precisión de forma
1	C	CR	80	-40	4	Sí	VG
2	C	CR	80	-20	4	Sí	VG
3	C	CR	80	0	4	Sí	VG
4	C	CR	80	5	4	Sí	VG
5	C	CR	80	15	4	Sí	VG
6	C	CR	80	25	4	Sí	VG
7	C	CR	80	40	4	Sí	VG
8	C	AL	80	-40	4	Sí	VG
9	C	AL	80	-20	4	Sí	VG
10	C	AL	80	0	4	Sí	VG
11	C	AL	80	5	4	Sí	VG
12	C	AL	80	15	4	Sí	VG
13	C	AL	80	25	4	Sí	VG
14	C	AL	80	40	4	Sí	VG
15	C	GI	80	-20	4	Sí	VG
16	C	GA	80	-20	4	Sí	VG

Ej N°	Tipo de acero	Tipo de laminado	H en atm (%)	Punto de rocío (°C)	Sincronización de corte (mm)	Grietas	Precisión de forma
51	C	CR	40	15	4	Sí	VG
52	C	CR	40	40	4	Sí	VG
53	D	CR	40	-40	4	Sí	VG
54	D	CR	40	0	4	Sí	VG
55	D	CR	40	15	4	Sí	VG
56	D	CR	40	40	4	Sí	VG
57	E	CR	40	-40	4	Sí	VG
58	E	CR	40	0	4	Sí	VG
59	E	CR	40	15	4	Sí	VG
60	E	CR	40	40	4	Sí	VG
61	C	CR	8	-40	4	No	VG
62	C	CR	8	-20	4	No	VG
63	C	CR	8	0	4	No	VG
64	C	CR	8	5	4	No	VG
65	C	CR	8	15	4	No	VG
66	C	CR	8	25	4	No	VG

67	C	CR	8	40	4	Sí	VG
68	D	CR	8	-40	4	No	VG
69	D	CR	8	-20	4	No	VG
70	D	CR	8	0	4	No	VG
71	D	CR	8	5	4	No	VG
72	D	CR	8	15	4	No	VG
73	D	CR	8	25	4	No	VG
74	D	CR	8	40	4	Sí	VG
75	E	CR	8	-40	4	No	VG
76	E	CR	8	-20	4	No	VG
77	E	CR	8	0	4	No	VG
78	E	CR	8	5	4	No	VG
79	E	CR	8	15	4	No	VG
80	E	CR	8	25	4	No	VG
81	E	CR	8	40	4	Sí	VG
82	C	CR	4	-40	4	No	VG
83	C	CR	4	0	4	No	VG
84	C	CR	4	15	4	No	VG
85	C	CR	4	40	4	Sí	VG
86	D	CR	4	-40	4	No	VG
87	D	CR	4	0	4	No	VG

17	D	CR	80	-40	4	Sí	VG
18	D	CR	80	-20	4	Sí	VG
19	D	CR	80	0	4	Sí	VG
20	D	CR	80	5	4	Sí	VG
21	D	CR	80	15	4	Sí	VG
22	D	CR	80	25	4	Sí	VG
23	D	CR	80	40	4	Sí	VG
24	D	AL	80	-40	4	Sí	VG
25	D	AL	80	-20	4	Sí	VG
26	D	AL	80	0	4	Sí	VG
27	D	AL	80	5	4	Sí	VG
28	D	AL	80	15	4	Sí	VG
29	D	AL	80	25	4	Sí	VG
30	D	AL	80	40	4	Sí	VG
31	D	GI	80	-20	4	Sí	VG
32	D	GA	80	-20	4	Sí	VG
33	E	CR	80	-40	4	Sí	VG
34	E	CR	80	-20	4	Sí	VG
35	E	CR	80	0	4	Sí	VG
36	E	CR	80	5	4	Sí	VG
37	E	CR	80	15	4	Sí	VG

38	E	CR	80	25	4	Sí	VG
39	E	CR	80	40	4	Sí	VG
40	E	AL	80	-40	4	Sí	VG
41	E	AL	80	-20	4	Sí	VG
42	E	AL	80	0	4	Sí	VG
43	E	AL	80	5	4	Sí	VG
44	E	AL	80	15	4	Sí	VG
45	E	AL	80	25	4	Sí	VG
46	E	AL	80	40	4	Sí	VG
47	E	GI	80	-20	4	Sí	VG
48	E	GA	80	-20	4	Sí	VG
49	C	CR	40	-40	4	Sí	VG
50	C	CR	40	0	4	Sí	VG

88	D	CR	4	15	4	No	VG
89	D	CR	4	40	4	Sí	VG
90	E	CR	4	-40	4	No	VG
91	E	CR	4	0	4	No	VG
92	E	CR	4	15	4	No	VG
93	E	CR	4	40	4	Sí	VG
94	C	CR	2	-40	4	No	VG
95	C	CR	2	-20	4	No	VG
96	C	CR	2	0	4	No	VG
97	C	CR	2	5	4	No	VG
98	C	CR	2	15	4	No	VG
99	C	CR	2	25	4	No	VG
100	C	CR	2	40	4	Sí	VG

Tabla 11 (Parte 2)

Ej N°	Tipo de acero	Tipo de laminado	H en atm (%)	Punto de rocío (°C)	Sincronización de corte (mm)	Grietas	Precisión de forma
101	C	AL	2	-40	4	No	VG
102	C	AL	2	-20	4	No	VG

Ej N°	Tipo de acero	Tipo de laminado	H en atm (%)	Punto de rocío (°C)	Sincronización de corte (mm)	Grietas	Precisión de forma
151	E	CR	0,5	0	4	No	VG
152	E	CR	0,5	15	4	No	VG

153	E	CR	0,5	40	4	Sí	VG
154	C	CR	0,1	-40	4	No	VG
155	C	CR	0,1	-20	4	No	VG
156	C	CR	0,1	0	4	No	VG
157	C	CR	0,1	5	4	No	VG
158	C	CR	0,1	15	4	No	VG
159	C	CR	0,1	25	4	No	VG
160	C	CR	0,1	40	4	Sí	VG
161	C	AL	0,1	-40	4	No	VG
162	C	AL	0,1	-20	4	No	VG
163	C	AL	0,1	0	4	No	VG
164	C	AL	0,1	5	4	No	VG
165	C	AL	0,1	15	4	No	VG
166	C	AL	0,1	25	4	No	VG
167	C	AL	0,1	40	4	Sí	VG
168	C	GI	0,1	15	4	No	VG
169	C	GA	0,1	15	4	No	VG
170	D	CR	0,1	-40	4	No	VG
171	D	CR	0,1	-20	4	No	VG
172	D	CR	0,1	0	4	No	VG
173	D	CR	0,1	5	4	No	VG

103	C	AL	2	0	4	No	VG
104	C	AL	2	5	4	No	VG
105	C	AL	2	15	4	No	VG
106	C	AL	2	25	4	No	VG
107	C	AL	2	40	4	Sí	VG
108	C	GI	2	15	4	No	VG
109	C	GA	2	15	4	No	VG
110	D	CR	2	-40	4	No	VG
111	D	CR	2	-20	4	No	VG
112	D	CR	2	0	4	No	VG
113	D	CR	2	5	4	No	VG
114	D	CR	2	15	4	No	VG
115	D	CR	2	25	4	No	VG
116	D	CR	2	40	4	Sí	VG
117	D	AL	2	-40	4	No	VG
118	D	AL	2	-20	4	No	VG
119	D	AL	2	0	4	No	VG
120	D	AL	2	5	4	No	VG
121	D	AL	2	15	4	No	VG
122	D	AL	2	25	4	No	VG
123	D	AL	2	40	4	Sí	VG

174	D	CR	0,1	15	4	No	VG
175	D	CR	0,1	25	4	No	VG
176	D	CR	0,1	40	4	Sí	VG
177	D	AL	0,1	-40	4	No	VG
178	D	AL	0,1	-20	4	No	VG
179	D	AL	0,1	0	4	No	VG
180	D	AL	0,1	5	4	No	VG
181	D	AL	0,1	15	4	No	VG
182	D	AL	0,1	25	4	No	VG
183	D	AL	0,1	40	4	Sí	VG
184	D	GI	0,1	15	4	No	VG
185	D	GA	0,1	15	4	No	VG
186	E	CR	0,1	-40	4	No	VG
187	E	CR	0,1	-20	4	No	VG
188	E	CR	0,1	0	4	No	VG
189	E	CR	0,1	5	4	No	VG
190	E	CR	0,1	15	4	No	VG
191	E	CR	0,1	25	4	No	VG
192	E	CR	0,1	40	4	Sí	VG
193	E	AL	0,1	-40	4	No	VG
194	E	AL	0,1	-20	4	No	VG

124	D	GI	2	15	4	No	VG
125	D	GA	2	15	4	No	VG
126	E	CR	2	-40	4	No	VG
127	E	CR	2	-20	4	No	VG
128	E	CR	2	0	4	No	VG
129	E	CR	2	5	4	No	VG
130	E	CR	2	15	4	No	VG
131	E	CR	2	25	4	No	VG
132	E	CR	2	40	4	Sí	VG
133	E	AL	2	-40	4	No	VG
134	E	AL	2	-20	4	No	VG
135	E	AL	2	0	4	No	VG
136	E	AL	2	5	4	No	VG
137	E	AL	2	15	4	No	VG
138	E	AL	2	25	4	No	VG
139	E	AL	2	40	4	Sí	VG
140	E	GI	2	15	4	No	VG
141	E	GA	2	15	4	No	VG
142	C	CR	0,5	-40	4	No	VG
143	C	CR	0,5	0	4	No	VG
144	C	CR	0,5	15	4	No	VG

195	E	AL	0,1	0	4	No	VG
196	E	AL	0,1	5	4	No	VG
197	E	AL	0,1	15	4	No	VG
198	E	AL	0,1	25	4	No	VG
199	E	AL	0,1	40	4	Sí	VG
200	E	GI	0,1	15	4	No	VG

145	C	CR	0,5	40	4	Sí	VG
146	D	CR	0,5	-40	4	No	VG
147	D	CR	0,5	0	4	No	VG
148	D	CR	0,5	15	4	No	VG
149	D	CR	0,5	40	4	Sí	VG
150	E	CR	0,5	-40	4	No	VG

Tabla 6 (Parte 3)

Ej N°	Tipo de acero	Tipo de laminado	H en atm (%)	Punto de rocío (°C)	Sincronización de corte (mm)	Grietas	Precisión de forma
251	D	CR	0,1	-20	8	No	G
252	D	CR	0,1	0	8	No	G
253	D	CR	0,1	5	8	No	G
254	D	CR	0,1	15	8	No	G
255	D	CR	0,1	25	8	No	G
256	D	CR	0,1	40	8	Sí	G
257	D	AL	0,1	-40	8	No	G
258	D	AL	0,1	-20	8	No	G
259	D	AL	0,1	0	8	No	G

Ej N°	Tipo de acero	Tipo de laminado	H en atm (%)	Punto de rocío (°C)	Sincronización de corte (mm)	Grietas	Precisión de forma
201	E	GA	0,1	15	4	No	VG
202	C	CR	0,05	-20	4	No	VG
203	C	CR	0,05	-40	4	No	VG
204	C	CR	0,05	-20	4	No	VG
205	C	CR	0,05	0	4	No	VG
206	C	CR	0,05	5	4	No	VG
207	C	CR	0,05	15	4	No	VG
208	C	CR	0,05	25	4	No	VG
209	C	CR	0,05	40	4	Sí	VG

260	D	AL	0,1	5	8	No	G
261	D	AL	0,1	15	8	No	G
262	D	AL	0,1	25	8	No	G
263	D	AL	0,1	40	8	Sí	G
264	D	CR	0,1	-40	15	No	F
265	D	CR	0,1	-20	15	No	F
266	D	CR	0,1	0	15	No	F
267	D	CR	0,1	5	15	No	F
268	D	CR	0,1	15	15	No	F
269	D	CR	0,1	25	15	No	F
270	D	CR	0,1	40	15	Sí	F
271	D	AL	0,1	-40	15	No	F
272	D	AL	0,1	-20	15	No	F
273	D	AL	0,1	0	15	No	F
274	D	AL	0,1	5	15	No	F
275	D	AL	0,1	15	15	No	F
276	D	AL	0,1	25	15	No	F
277	D	AL	0,1	40	15	Sí	F
264	D	CR	0,1	-40	25	No	x
265	D	CR	0,1	-20	25	No	x
266	D	CR	0,1	0	25	No	x

210	D	CR	0,05	-20	4	No	VG
211	D	CR	0,05	-40	4	No	VG
212	D	CR	0,05	-20	4	No	VG
213	D	CR	0,05	0	4	No	VG
214	D	CR	0,05	5	4	No	VG
215	D	CR	0,05	15	4	No	VG
216	D	CR	0,05	25	4	No	VG
217	D	CR	0,05	40	4	Sí	VG
218	E	CR	0,05	-20	4	No	VG
219	E	CR	0,05	-40	4	No	VG
220	E	CR	0,05	-20	4	No	VG
221	E	CR	0,05	0	4	No	VG
222	E	CR	0,05	5	4	No	VG
223	E	CR	0,05	15	4	No	VG
224	E	CR	0,05	25	4	No	VG
225	E	CR	0,05	40	4	Sí	VG
226	C	CR	0,01	-40	4	No	VG
227	C	CR	0,01	0	4	No	VG
228	C	CR	0,01	15	4	No	VG
229	C	CR	0,01	40	4	Sí	VG
230	D	CR	0,01	-40	4	No	VG

267	D	CR	0,1	5	25	No	x
268	D	CR	0,1	15	25	No	x
269	D	CR	0,1	25	25	No	x
270	D	CR	0,1	40	25	Sí	x
271	D	AL	0,1	-40	25	No	x
272	D	AL	0,1	-20	25	No	x
273	D	AL	0,1	0	25	No	x
274	D	AL	0,1	5	25	No	x
275	D	AL	0,1	15	25	No	x
276	D	AL	0,1	25	25	No	x
277	D	AL	0,1	40	25	Sí	x

231	D	CR	0,01	0	4	No	VG
232	D	CR	0,01	15	4	No	VG
233	D	CR	0,01	40	4	Sí	VG
234	E	CR	0,01	-40	4	No	VG
235	E	CR	0,01	0	4	No	VG
236	E	CR	0,01	15	4	No	VG
237	E	CR	0,01	40	4	Sí	VG
238	C	CR	0,005	-40	4	No	VG
239	C	CR	0,005	0	4	No	VG
240	C	CR	0,005	15	4	No	VG
241	C	CR	0,005	40	4	Sí	VG
242	D	CR	0,005	-40	4	No	VG
243	D	CR	0,005	0	4	No	VG
244	D	CR	0,005	15	4	No	VG
245	D	CR	0,005	40	4	Sí	VG
246	E	CR	0,005	-40	4	No	VG
247	E	CR	0,005	0	4	No	VG
248	E	CR	0,005	15	4	No	VG
249	E	CR	0,005	40	4	Sí	VG
250	D	CR	0,1	-40	8	No	G

(Ejemplo 7: Ejemplo de referencia)

Se fundieron planchas de las composiciones químicas mostradas en la Tabla 4. Estas planchas fueron calentadas a entre 1.050 y 1.350°C, a continuación, fueron laminadas en caliente a una temperatura de acabado de 800 a 900°C y una temperatura de bobinado de 450 a 680°C, para obtener láminas de acero laminadas en caliente de un espesor de 4 mm. Después de esto, las láminas de acero fueron decapadas, a continuación, fueron laminadas en frío para obtener láminas de acero laminadas en frío de un espesor de 1,6 mm. Además, parte de las láminas laminadas en frío fueron tratadas con recubrimiento por inmersión en caliente de aluminio, recubrimiento por inmersión en caliente de aluminio y zinc, galvanizado por inmersión en caliente de aleación y galvanización en caliente. La Tabla 5 muestra la leyenda del tipo de laminado. Después de esto, estas láminas de acero laminadas en frío y las láminas de acero con superficie tratada fueron calentadas mediante calentamiento por horno por encima del punto A_{c3} , es decir, la región de austenita de 950°C, a continuación, fueron conformadas en caliente. Se cambiaron la cantidad de hidrógeno y el punto de rocío de la atmósfera del horno de calentamiento. Las condiciones se muestran en la Tabla 13.

Una sección transversal de la forma del molde se muestra en la Fig. 14. La leyenda en la Fig. 14 se muestra a continuación (1: troquel, 2: punzón). La forma del punzón, tal como se ve desde arriba, se muestra en la Fig. 15. La leyenda en la Fig. 15 se muestra a continuación (2: punzón). La forma del troquel, tal como se ve desde abajo, se muestra en la Fig. 16. La leyenda en la Fig. 16 se muestra a continuación (1: troquel). El molde siguió la forma del punzón. La forma del troquel estaba determinada por una holgura de un espesor de 1,6 mm. El tamaño de la pieza sin tratar (mm) se estableció en 1,6 espesor x 300 x 500. Las condiciones de conformación fueron una velocidad de punzón de 10 mm/s, una fuerza de presión de 200 toneladas y un tiempo de retención en punto muerto inferior de 5 segundos. Una vista esquemática de la parte conformada se muestra en la Fig. 17. A partir de una pieza de ensayo de tracción recortada de la parte conformada, se determinó que el esfuerzo de tracción de la parte conformada era de 1.470 MPa o más.

Después de la conformación en caliente, se realizó un orificio de un diámetro de 10 mm Φ en la posición mostrada en la Fig. 25. La Fig. 25 muestra la forma de la parte, tal como se ve desde arriba. La leyenda en la Fig. 25 se muestra a continuación (1: parte 2: parte orificio). Como procedimiento de trabajo, se realizaron corte por láser, corte por plasma, perforación y corte con sierra por medio de una máquina. Los procedimientos de trabajo se muestran, en conjunto, en la Tabla 13. La leyenda en la tabla se muestra a continuación: corte por láser: "L", corte por plasma: "P", corte por fusión de gas: "G", perforación: "D" y serrado: "S". El trabajo anterior fue realizado durante los 30 minutos posteriores a la conformación en caliente. La resistencia a la fragilización por hidrógeno fue evaluada examinando toda la circunferencia de los orificios una semana después del trabajo, para determinar la presencia de grietas. La observación fue realizada usando una lupa o un microscopio electrónico. Los resultados de la determinación se muestran, en conjunto, en la Tabla 13.

Además, el efecto de calor cerca de la superficie de corte fue examinado para el corte por láser, corte por plasma y el corte por fusión de gas. La dureza de la sección transversal en una posición a 3 mm de la superficie de corte fue examinada mediante la dureza de Vicker de una carga de 10 kgf y fue comparada con la dureza de una posición a 100 mm de la superficie de corte, donde se cree que no hay efecto de calor. Los resultados se muestran a continuación, como la tasa de reducción de dureza. Esto se muestra, en conjunto, en la Tabla 13.

Tasa de reducción de dureza = (dureza en la posición a 100 mm de la superficie de corte) – (dureza en la posición a 3 mm de la superficie de corte) / (dureza en la posición a 100 mm de la superficie de corte) x 100 (%)

La leyenda en ese momento es tal como se indica a continuación: Tasa de reducción de dureza menor del 10%: VG, tasa de reducción de dureza del 10% a menos del 30%: G, tasa de reducción de dureza del 30% a menos del 50%: F, tasa de reducción de dureza del 50% o más: P

Los experimentos N° 1 a 249 muestran los resultados de la consideración de los efectos del tipo de acero, el tipo de laminación, la concentración de hidrógeno en la atmósfera y el punto de rocío para el caso de corte por láser. Los experimentos N° 250 a 277 muestran los resultados del corte por plasma como el efecto del procedimiento de trabajo. Los experimentos N° 278 a 526 muestran los resultados de la consideración de los efectos del tipo de acero, el tipo de láminas, la concentración de hidrógeno en la atmósfera y el punto de rocío en el caso de perforación. Los experimentos N° 527 a 558 muestran los resultados de serrado como el efecto del procedimiento de trabajo.

Los experimentos N° 559 a 564 son experimentos en los que se cambia el procedimiento de corte por fusión. Debido a que el procedimiento es corte por fusión, no se producen grietas, pero se aprende que en los experimentos N° 561 y 564, se reduce la dureza cerca de las partes cortadas. A partir de esto, se aprende que el procedimiento de corte por fusión, mostrado en las reivindicaciones 2 y 3 es superior, en el sentido de que las zonas afectadas térmicamente son pequeñas.

Tabla 12

Diferencia con la forma de referencia	Leyenda
0,5 mm o menos	VG
1,0 mm o menos	G
1,5 mm o menos	F
Mayor de 1,5 mm	X

Tabla 13 (Parte 1)

Ej N°	Tipo de acero	Tipo de laminado	H en atm (%)	Punto de rocío (°C)	Proc. de trabajo	Grietas	Pérdida de dureza
1	C	CR	80	-40	L	Sí	VG
2	C	CR	80	-20	L	Sí	VG
3	C	CR	80	0	L	Sí	VG
4	C	CR	80	5	L	Sí	VG
5	C	CR	80	15	L	Sí	VG
6	C	CR	80	25	L	Sí	VG
7	C	CR	80	40	L	Sí	VG
8	C	AL	80	-40	L	Sí	VG
9	C	AL	80	-20	L	Sí	VG
10	C	AL	80	0	L	Sí	VG

Ej N°	Tipo de acero	Tipo de laminado	H en atm (%)	Punto de rocío (°C)	Proc. de trabajo	Grietas	Pérdida de dureza
51	C	CR	40	15	L	Sí	VG
52	C	CR	40	40	L	Sí	VG
53	D	CR	40	-40	L	Sí	VG
54	D	CR	40	0	L	Sí	VG
55	D	CR	40	15	L	Sí	VG
56	D	CR	40	40	L	Sí	VG
57	E	CR	40	-40	L	Sí	VG
58	E	CR	40	0	L	Sí	VG
59	E	CR	40	15	L	Sí	VG
60	E	CR	40	40	L	Sí	VG

11	C	AL	80	5	L	Sí	VG
12	C	AL	80	15	L	Sí	VG
13	C	AL	80	25	L	Sí	VG
14	C	AL	80	40	L	Sí	VG
15	C	GI	80	-20	L	Sí	VG
16	C	GA	80	-20	L	Sí	VG
17	D	CR	80	-40	L	Sí	VG
18	D	CR	80	-20	L	Sí	VG
19	D	CR	80	0	L	Sí	VG
20	D	CR	80	5	L	Sí	VG
21	D	CR	80	15	L	Sí	VG
22	D	CR	80	25	L	Sí	VG
23	D	CR	80	40	L	Sí	VG
24	D	AL	80	-40	L	Sí	VG
25	D	AL	80	-20	L	Sí	VG
26	D	AL	80	0	L	Sí	VG
27	D	AL	80	5	L	Sí	VG
28	D	AL	80	15	L	Sí	VG
29	D	AL	80	25	L	Sí	VG
30	D	AL	80	40	L	Sí	VG
31	D	GI	80	-20	L	Sí	VG

61	C	CR	8	-40	L	No	VG
62	C	CR	8	-20	L	No	VG
63	C	CR	8	0	L	No	VG
64	C	CR	8	5	L	No	VG
65	C	CR	8	15	L	No	VG
66	C	CR	8	25	L	No	VG
67	C	CR	8	40	L	Sí	VG
68	D	CR	8	-40	L	No	VG
69	D	CR	8	-20	L	No	VG
70	D	CR	8	0	L	No	VG
71	D	CR	8	5	L	No	VG
72	D	CR	8	15	L	No	VG
73	D	CR	8	25	L	No	VG
74	D	CR	8	40	L	Sí	VG
75	E	CR	8	-40	L	No	VG
76	E	CR	8	-20	L	No	VG
77	E	CR	8	0	L	No	VG
78	E	CR	8	5	L	No	VG
79	E	CR	8	15	L	No	VG
80	E	CR	8	25	L	No	VG
81	E	CR	8	40	L	Sí	VG

32	D	GA	80	-20	L	Sí	VG
33	E	CR	80	-40	L	Sí	VG
34	E	CR	80	-20	L	Sí	VG
35	E	CR	80	0	L	Sí	VG
36	E	CR	80	5	L	Sí	VG
37	E	CR	80	15	L	Sí	VG
38	E	CR	80	25	L	Sí	VG
39	E	CR	80	40	L	Sí	VG
40	E	AL	80	-40	L	Sí	VG
41	E	AL	80	-20	L	Sí	VG
42	E	AL	80	0	L	Sí	VG
43	E	AL	80	5	L	Sí	VG
44	E	AL	80	15	L	Sí	VG
45	E	AL	80	25	L	Sí	VG
46	E	AL	80	40	L	Sí	VG
47	E	GI	80	-20	L	Sí	VG
48	E	GA	80	-20	L	Sí	VG
49	C	CR	40	-40	L	Sí	VG
50	C	CR	40	0	L	Sí	VG

82	C	CR	4	-40	L	No	VG
83	C	CR	4	0	L	No	VG
84	C	CR	4	15	L	No	VG
85	C	CR	4	40	L	Sí	VG
86	D	CR	4	-40	L	No	VG
87	D	CR	4	0	L	No	VG
88	D	CR	4	15	L	No	VG
89	D	CR	4	40	L	Sí	VG
90	E	CR	4	-40	L	No	VG
91	E	CR	4	0	L	No	VG
92	E	CR	4	15	L	No	VG
93	E	CR	4	40	L	Sí	VG
94	C	CR	2	-40	L	No	VG
95	C	CR	2	-20	L	No	VG
96	C	CR	2	0	L	No	VG
97	C	CR	2	5	L	No	VG
98	C	CR	2	15	L	No	VG
99	C	CR	2	25	L	No	VG
100	C	CR	2	40	L	Sí	VG

Tabla 13 (Parte 2)

Ej Nº	Tipo de acero	Tipo de laminado	H en atm (%)	Punto de rocío (°C)	Proc. de trabajo	Grietas	Pérdida de dureza
101	C	AL	2	-40	L	No	VG
102	C	AL	2	-20	L	No	VG
103	C	AL	2	0	L	No	VG
104	C	AL	2	5	L	No	VG
105	C	AL	2	15	L	No	VG
106	C	AL	2	25	L	No	VG
107	C	AL	2	40	L	Sí	VG
108	C	GI	2	15	L	No	VG
109	C	GA	2	15	L	No	VG
110	D	CR	2	-40	L	No	VG
111	D	CR	2	-20	L	No	VG
112	D	CR	2	0	L	No	VG
113	D	CR	2	5	L	No	VG
114	D	CR	2	15	L	No	VG
115	D	CR	2	25	L	No	VG
116	D	CR	2	40	L	Sí	VG
117	D	AL	2	-40	L	No	VG
118	D	AL	2	-20	L	No	VG
151	E	CR	0,5	0	L	No	VG
152	E	CR	0,5	15	L	No	VG
153	E	CR	0,5	40	L	Sí	VG
154	C	CR	0,1	-40	L	No	VG
155	C	CR	0,1	-20	L	No	VG
156	C	CR	0,1	0	L	No	VG
157	C	CR	0,1	5	L	No	VG
158	C	CR	0,1	15	L	No	VG
159	C	CR	0,1	25	L	No	VG
160	C	CR	0,1	40	L	Sí	VG
161	C	AL	0,1	-40	L	No	VG
162	C	AL	0,1	-20	L	No	VG
163	C	AL	0,1	0	L	No	VG
164	C	AL	0,1	5	L	No	VG
165	C	AL	0,1	15	L	No	VG
166	C	AL	0,1	25	L	No	VG
167	C	AL	0,1	40	L	Sí	VG
168	C	GI	0,1	15	L	No	VG

169	C	GA	0,1	15	L	No	VG
170	D	CR	0,1	-40	L	No	VG
171	D	CR	0,1	-20	L	No	VG
172	D	CR	0,1	0	L	No	VG
173	D	CR	0,1	5	L	No	VG
174	D	CR	0,1	15	L	No	VG
175	D	CR	0,1	25	L	No	VG
176	D	CR	0,1	40	L	Sí	VG
177	D	AL	0,1	-40	L	No	VG
178	D	AL	0,1	-20	L	No	VG
179	D	AL	0,1	0	L	No	VG
180	D	AL	0,1	5	L	No	VG
181	D	AL	0,1	15	L	No	VG
182	D	AL	0,1	25	L	No	VG
183	D	AL	0,1	40	L	Sí	VG
184	D	GI	0,1	15	L	No	VG
185	D	GA	0,1	15	L	No	VG
186	E	CR	0,1	-40	L	No	VG
187	E	CR	0,1	-20	L	No	VG
188	E	CR	0,1	0	L	No	VG
189	E	CR	0,1	5	L	No	VG

119	D	AL	2	0	L	No	VG
120	D	AL	2	5	L	No	VG
121	D	AL	2	15	L	No	VG
122	D	AL	2	25	L	No	VG
123	D	AL	2	40	L	Sí	VG
124	D	GI	2	15	L	No	VG
125	D	GA	2	15	L	No	VG
126	E	CR	2	-40	L	No	VG
127	E	CR	2	-20	L	No	VG
128	E	CR	2	0	L	No	VG
129	E	CR	2	5	L	No	VG
130	E	CR	2	15	L	No	VG
131	E	CR	2	25	L	No	VG
132	E	CR	2	40	L	Sí	VG
133	E	AL	2	-40	L	No	VG
134	E	AL	2	-20	L	No	VG
135	E	AL	2	0	L	No	VG
136	E	AL	2	5	L	No	VG
137	E	AL	2	15	L	No	VG
138	E	AL	2	25	L	No	VG
139	E	AL	2	40	L	Sí	VG

140	E	GI	2	15	L	No	VG
141	E	GA	2	15	L	No	VG
142	C	CR	0,5	-40	L	No	VG
143	C	CR	0,5	0	L	No	VG
144	C	CR	0,5	15	L	No	VG
145	C	CR	0,5	40	L	Sí	VG
146	D	CR	0,5	-40	L	No	VG
147	D	CR	0,5	0	L	No	VG
148	D	CR	0,5	15	L	No	VG
149	D	CR	0,5	40	L	Sí	VG
150	E	CR	0,5	-40	L	No	VG

190	E	CR	0,1	15	L	No	VG
191	E	CR	0,1	25	L	No	VG
192	E	CR	0,1	40	L	Sí	VG
193	E	AL	0,1	-40	L	No	VG
194	E	AL	0,1	-20	L	No	VG
195	E	AL	0,1	0	L	No	VG
196	E	AL	0,1	5	L	No	VG
197	E	AL	0,1	15	L	No	VG
198	E	AL	0,1	25	L	No	VG
199	E	AL	0,1	40	L	Sí	VG
200	E	GI	0,1	15	L	No	VG

Tabla 13 (Parte 3)

Ej N°	Tipo de acero	Tipo de laminado	H en atm (%)	Punto de rocío (°C)	Proc. de trabajo	Grietas	Pérdida de dureza
251	D	CR	80	-20	P	Sí	G
252	D	CR	80	0	P	Sí	G
253	D	CR	80	5	P	Sí	G
254	D	CR	80	15	P	Sí	G
255	D	CR	80	25	P	Sí	G
256	D	CR	80	40	P	Sí	G

Ej N°	Tipo de acero	Tipo de laminado	H en atm (%)	Punto de rocío (°C)	Proc. de trabajo	Grietas	Pérdida de dureza
201	E	GA	0,1	15	L	No	VG
202	C	CR	0,05	-20	L	No	VG
203	C	CR	0,05	-40	L	No	VG
204	C	CR	0,05	-20	L	No	VG
205	C	CR	0,05	0	L	No	VG
206	C	CR	0,05	5	L	No	VG

207	C	CR	0,05	15	L	No	VG
208	C	CR	0,05	25	L	No	VG
209	C	CR	0,05	40	L	Sí	VG
210	D	CR	0,05	-20	L	No	VG
211	D	CR	0,05	-40	L	No	VG
212	D	CR	0,05	-20	L	No	VG
213	D	CR	0,05	0	L	No	VG
214	D	CR	0,05	5	L	No	VG
215	D	CR	0,05	15	L	No	VG
216	D	CR	0,05	25	L	No	VG
217	D	CR	0,05	40	L	Sí	VG
218	E	CR	0,05	-20	L	No	VG
219	E	CR	0,05	-40	L	No	VG
220	E	CR	0,05	-20	L	No	VG
221	E	CR	0,05	0	L	No	VG
222	E	CR	0,05	5	L	No	VG
223	E	CR	0,05	15	L	No	VG
224	E	CR	0,05	25	L	No	VG
225	E	CR	0,05	40	L	Sí	VG
226	C	CR	0,01	-40	L	No	VG
227	C	CR	0,01	0	L	No	VG

257	D	AL	80	-40	P	Sí	G
258	D	AL	80	-20	P	Sí	G
259	D	AL	80	0	P	Sí	G
260	D	AL	80	5	P	Sí	G
261	D	AL	80	15	P	Sí	G
262	D	AL	80	25	P	Sí	G
263	D	AL	80	40	P	Sí	G
264	D	CR	8	-40	P	No	G
265	D	CR	8	-20	P	No	G
266	D	CR	8	0	P	No	G
267	D	CR	8	5	P	No	G
268	D	CR	8	15	P	No	G
269	D	CR	8	25	P	No	G
270	D	CR	8	40	P	Sí	G
271	D	AL	8	-40	P	No	G
272	D	AL	8	-20	P	No	G
273	D	AL	8	0	P	No	G
274	D	AL	8	5	P	No	G
275	D	AL	8	15	P	No	G
276	D	AL	8	25	P	No	G
277	D	AL	8	40	P	Sí	G

228	C	CR	0,01	15	L	No	VG
229	C	CR	0,01	40	L	Sí	VG
230	D	CR	0,01	-40	L	No	VG
231	D	CR	0,01	0	L	No	VG
232	D	CR	0,01	15	L	No	VG
233	D	CR	0,01	40	L	Sí	VG
234	E	CR	0,01	-40	L	No	VG
235	E	CR	0,01	0	L	No	VG
236	E	CR	0,01	15	L	No	VG
237	E	CR	0,01	40	L	Sí	VG
238	C	CR	0,005	-40	L	No	VG
239	C	CR	0,005	0	L	No	VG
240	C	CR	0,005	15	L	No	VG
241	C	CR	0,005	40	L	Sí	VG
242	D	CR	0,005	-40	L	No	VG
243	D	CR	0,005	0	L	No	VG
244	D	CR	0,005	15	L	No	VG
245	D	CR	0,005	40	L	Sí	VG
246	E	CR	0,005	-40	L	No	VG
247	E	CR	0,005	0	L	No	VG
248	E	CR	0,005	15	L	No	VG

278	C	CR	80	-40	D	Sí	-
279	C	CR	80	-20	D	Sí	-
280	C	CR	80	0	D	Sí	-
281	C	CR	80	5	D	Sí	-
282	C	CR	80	15	D	Sí	-
283	C	CR	80	25	D	Sí	-
284	C	CR	80	40	D	Sí	-
285	C	AL	80	-40	D	Sí	-
286	C	AL	80	-20	D	Sí	-
287	C	AL	80	0	D	Sí	-
288	C	AL	80	5	D	Sí	-
289	C	AL	80	15	D	Sí	-
290	C	AL	80	25	D	Sí	-
291	C	AL	80	40	D	Sí	-
292	C	GI	80	-20	D	Sí	-
293	C	GA	80	-20	D	Sí	-
294	D	CR	80	-40	D	Sí	-
295	D	CR	80	-20	D	Sí	-
296	D	CR	80	0	D	Sí	-
297	D	CR	80	5	D	Sí	-
298	D	CR	80	15	D	Sí	-

299	D	CR	80	25	D	Sí	-
300	D	CR	80	40	D	Sí	-

249	E	CR	0,005	40	L	Sí	VG
250	D	CR	80	-40	P	Sí	G

Table 13 (Parte 4)

Ej Nº	Tipo de acero	Tipo de laminado	H en atm (%)	Punto de rocío (°C)	Proc. de trabajo	Grietas	Pérdida de dureza
351	D	CR	8	40	D	Sí	-
352	E	CR	8	-40	D	No	-
353	E	CR	8	-20	D	No	-
354	E	CR	8	0	D	No	-
355	E	CR	8	5	D	No	-
356	E	CR	8	15	D	No	-
357	E	CR	8	25	D	No	-
358	E	CR	8	40	D	Sí	-
359	C	CR	4	-40	D	No	-
360	C	CR	4	0	D	No	-
361	C	CR	4	15	D	No	-
362	C	CR	4	40	D	Sí	-
363	D	CR	4	-40	D	No	-
364	D	CR	4	0	D	No	-
365	D	CR	4	15	D	No	-

Ej Nº	Tipo de acero	Tipo de laminado	H en atm (%)	Punto de rocío (°C)	Proc. de trabajo	Grietas	Pérdida de dureza
301	D	AL	80	-40	D	Sí	-
302	D	AL	80	-20	D	Sí	-
303	D	AL	80	0	D	Sí	-
304	D	AL	80	5	D	Sí	-
305	D	AL	80	15	D	Sí	-
306	D	AL	80	25	D	Sí	-
307	D	AL	80	40	D	Sí	-
308	D	GI	80	-20	D	Sí	-
309	D	GA	80	-20	D	Sí	-
310	E	CR	80	-40	D	Sí	-
311	E	CR	80	-20	D	Sí	-
312	E	CR	80	0	D	Sí	-
313	E	CR	80	5	D	Sí	-
314	E	CR	80	15	D	Sí	-
315	E	CR	80	25	D	Sí	-

316	E	CR	80	40	D	Sí	-
317	E	AL	80	-40	D	Sí	-
318	E	AL	80	-20	D	Sí	-
319	E	AL	80	0	D	Sí	-
320	E	AL	80	5	D	Sí	-
321	E	AL	80	15	D	Sí	-
322	E	AL	80	25	D	Sí	-
323	E	AL	80	40	D	Sí	-
324	E	GI	80	-20	D	Sí	-
325	E	GA	80	-20	D	Sí	-
326	C	CR	40	-40	D	Sí	-
327	C	CR	40	0	D	Sí	-
328	C	CR	40	15	D	Sí	-
329	C	CR	40	40	D	Sí	-
330	D	CR	40	-40	D	Sí	-
331	D	CR	40	0	D	Sí	-
332	D	CR	40	15	D	Sí	-
333	D	CR	40	40	D	Sí	-
334	E	CR	40	-40	D	Sí	-
335	E	CR	40	0	D	Sí	-
336	E	CR	40	15	D	Sí	-
366	D	CR	4	40	D	Sí	-
367	E	CR	4	-40	D	No	-
368	E	CR	4	0	D	No	-
369	E	CR	4	15	D	No	-
370	E	CR	4	40	D	Sí	-
371	C	CR	2	-40	D	No	-
372	C	CR	2	-20	D	No	-
373	C	CR	2	0	D	No	-
374	C	CR	2	5	D	No	-
375	C	CR	2	15	D	No	-
376	C	CR	2	25	D	No	-
377	C	CR	2	40	D	Sí	-
378	C	AL	2	-40	D	No	-
379	C	AL	2	-20	D	No	-
380	C	AL	2	0	D	No	-
381	C	AL	2	5	D	No	-
382	C	AL	2	15	D	No	-
383	C	AL	2	25	D	No	-
384	C	AL	2	40	D	Sí	-
385	C	GI	2	15	D	No	-
386	C	GA	2	15	D	No	-

337	E	CR	40	40	D	Sí	-
338	C	CR	8	-40	D	No	-
339	C	CR	8	-20	D	No	-
340	C	CR	8	0	D	No	-
341	C	CR	8	5	D	No	-
342	C	CR	8	15	D	No	-
343	C	CR	8	25	D	No	-
344	C	CR	8	40	D	Sí	-
345	D	CR	8	-40	D	No	-
346	D	CR	8	-20	D	No	-
347	D	CR	8	0	D	No	-
348	D	CR	8	5	D	No	-
349	D	CR	8	15	D	No	-
350	D	CR	8	25	D	No	-
387	D	CR	2	-40	D	No	-
388	D	CR	2	-20	D	No	-
389	D	CR	2	0	D	No	-
390	D	CR	2	5	D	No	-
391	D	CR	2	15	D	No	-
392	D	CR	2	25	D	No	-
393	D	CR	2	40	D	Sí	-
394	D	AL	2	-40	D	No	-
395	D	AL	2	-20	D	No	-
396	D	AL	2	0	D	No	-
397	D	AL	2	5	D	No	-
398	D	AL	2	15	D	No	-
399	D	AL	2	25	D	No	-
400	D	AL	2	40	D	Sí	-

Tabla 13 (Parte 5)

Ej N°	Tipo de acero	Tipo de laminado	H en atm (%)	Punto de rocío (°C)	Proc. de trabajo	Grietas	Pérdida de dureza
451	D	CR	0,1	15	D	No	-
452	D	CR	0,1	25	D	No	-
453	D	CR	0,1	40	D	Sí	-

401	D	GI	2	15	D	No	-
402	D	GA	2	15	D	No	-
403	E	CR	2	-40	D	No	-

404	E	CR	2	-20	D	No	-
405	E	CR	2	0	D	No	-
406	E	CR	2	5	D	No	-
407	E	CR	2	15	D	No	-
408	E	CR	2	25	D	No	-
409	E	CR	2	40	D	Sí	-
410	E	AL	2	-40	D	No	-
411	E	AL	2	-20	D	No	-
412	E	AL	2	0	D	No	-
413	E	AL	2	5	D	No	-
414	E	AL	2	15	D	No	-
415	E	AL	2	25	D	No	-
416	E	AL	2	40	D	Sí	-
417	E	GI	2	15	D	No	-
418	E	GA	2	15	D	No	-
419	C	CR	0,5	-40	D	No	-
420	C	CR	0,5	0	D	No	-
421	C	CR	0,5	15	D	No	-
422	C	CR	0,5	40	D	Sí	-
423	D	CR	0,5	-40	D	No	-
424	D	CR	0,5	0	D	No	-

454	D	AL	0,1	-40	D	No	-
455	D	AL	0,1	-20	D	No	-
456	D	AL	0,1	0	D	No	-
457	D	AL	0,1	5	D	No	-
458	D	AL	0,1	15	D	No	-
459	D	AL	0,1	25	D	No	-
460	D	AL	0,1	40	D	Sí	-
461	D	GI	0,1	15	D	No	-
462	D	GR	0,1	15	D	No	-
463	E	CR	0,1	-40	D	No	-
464	E	CR	0,1	-20	D	No	-
465	E	CR	0,1	0	D	No	-
466	E	CR	0,1	5	D	No	-
467	E	CR	0,1	15	D	No	-
468	E	CR	0,1	25	D	No	-
469	E	CR	0,1	40	D	Sí	-
470	E	AL	0,1	-40	D	No	-
471	E	AL	0,1	-20	D	No	-
472	E	AL	0,1	0	D	No	-
473	E	AL	0,1	5	D	No	-
474	E	AL	0,1	15	D	No	-

425	D	CR	0,5	15	D	No	-
426	D	CR	0,5	40	D	Sí	-
427	E	CR	0,5	-40	D	No	-
428	E	CR	0,5	0	D	No	-
429	E	CR	0,5	15	D	No	-
430	E	CR	0,5	40	D	Sí	-
431	C	CR	0,1	-40	D	No	-
432	C	CR	0,1	-20	D	No	-
433	C	CR	0,1	0	D	No	-
434	C	CR	0,1	5	D	No	-
435	C	CR	0,1	15	D	No	-
436	C	CR	0,1	25	D	No	-
437	C	CR	0,1	40	D	Sí	-
438	C	AL	0,1	-40	D	No	-
439	C	AL	0,1	-20	D	No	-
440	C	AL	0,1	0	D	No	-
441	C	AL	0,1	5	D	No	-
442	C	AL	0,1	15	D	No	-
443	C	AL	0,1	25	D	No	-
444	C	AL	0,1	40	D	Sí	-
445	C	GI	0,1	15	D	No	-
475	E	AL	0,1	25	D	No	-
476	E	AL	0,1	40	D	Sí	-
477	E	GI	0,1	15	D	No	-
478	E	GA	0,1	15	D	No	-
479	C	CR	0,05	-20	D	No	-
480	C	CR	0,05	-40	D	No	-
481	C	CR	0,05	-20	D	No	-
482	C	CR	0,05	0	D	No	-
483	C	CR	0,05	5	D	No	-
484	C	CR	0,05	15	D	No	-
485	C	CR	0,05	25	D	No	-
486	C	CR	0,05	40	D	Sí	-
487	D	CR	0,05	-20	D	No	-
488	D	CR	0,05	-40	D	No	-
489	D	CR	0,05	-20	D	No	-
490	D	CR	0,05	0	D	No	-
491	D	CR	0,05	5	D	No	-
492	D	CR	0,05	15	D	No	-
493	D	CR	0,05	25	D	No	-
494	D	CR	0,05	40	D	Sí	-
495	E	CR	0,05	-20	D	No	-

496	E	CR	0,05	-40	D	No	-
497	E	CR	0,05	-20	D	No	-
498	E	CR	0,05	0	D	No	-
499	E	CR	0,05	5	D	No	-
500	E	CR	0,05	15	D	No	-

446	C	GA	0,1	15	D	No	-
447	D	CR	0,1	-40	D	No	-
448	D	CR	0,1	-20	D	No	-
449	D	CR	0,1	0	D	No	-
450	D	CR	0,1	5	D	No	-

Tabla 13 (Parte 6)

Ej N°	Tipo de acero	Tipo de laminado	H en atm (%)	Punto de rocío (°C)	Proc. de trabajo	Grietas	Pérdida de dureza
551	D	AL	8	5	S	No	-
552	D	AL	8	15	S	No	-
553	D	AL	8	25	S	No	-
554	D	AL	8	40	S	Sí	-
555	D	AL	8	5	S	No	-
556	D	AL	8	15	S	No	-
557	D	AL	8	25	S	No	-
558	D	AL	8	40	S	Sí	-
559	D	CR	0,005	15	L	No	VG
560	D	CR	0,005	15	P	No	G
561	D	CR	0,005	15	G	No	X
562	D	AL	2	15	L	No	VG

Ej N°	Tipo de acero	Tipo de laminado	H en atm (%)	Punto de rocío (°C)	Proc. de trabajo	Grietas	Pérdida de dureza
501	E	CR	0,05	25	D	No	-
502	E	CR	0,05	40	D	Sí	-
503	C	CR	0,01	-40	D	No	-
504	C	CR	0,01	0	D	No	-
505	C	CR	0,01	15	D	No	-
506	C	CR	0,01	40	D	Sí	-
507	D	CR	0,01	-40	D	No	-
508	D	CR	0,01	0	D	No	-
509	D	CR	0,01	15	D	No	-
510	D	CR	0,01	40	D	Sí	-
511	E	CR	0,01	-40	D	No	-
512	E	CR	0,01	0	D	No	-

563	D	AL	2	15	P	No	G
564	D	AL	2	15	G	No	X

513	E	CR	0,01	15	D	No	-
514	E	CR	0,01	40	D	Sí	-
515	C	CR	0,005	-40	D	No	-
516	C	CR	0,005	0	D	No	-
517	C	CR	0,005	15	D	No	-
518	C	CR	0,005	40	D	Sí	-
519	D	CR	0,005	-40	D	No	-
520	D	CR	0,005	0	D	No	-
521	D	CR	0,005	15	D	No	-
522	D	CR	0,005	40	D	Sí	-
523	E	CR	0,005	-40	D	No	-
524	E	CR	0,005	0	D	No	-
525	E	CR	0,005	15	D	No	-
526	E	CR	0,005	40	D	Sí	-
527	D	CR	80	-40	S	Sí	-
528	D	CR	80	-20	S	Sí	-
529	D	CR	80	0	S	Sí	-
530	D	CR	80	5	S	Sí	-
531	D	CR	80	15	S	Sí	-
532	D	CR	80	25	S	Sí	-
533	D	CR	80	40	S	Sí	-

534	D	AL	80	-40	S	Sí	-
535	D	AL	80	-20	S	Sí	-
536	D	AL	80	0	S	Sí	-
537	D	AL	80	5	S	Sí	-
538	D	AL	80	15	S	Sí	-
539	D	AL	80	25	S	Sí	-
540	D	AL	80	40	S	Sí	-
541	D	CR	8	-40	S	No	-
542	D	CR	8	-20	S	No	-
543	D	CR	8	0	S	No	-
544	D	CR	8	5	S	No	-
545	D	CR	8	15	S	No	-
546	D	CR	8	25	S	No	-
547	D	CR	8	40	S	Sí	-
548	D	AL	8	-40	S	No	-
549	D	AL	8	-20	S	No	-
550	D	AL	8	0	S	No	-

(Ejemplo 8: Ejemplo de referencia)

Se fundieron planchas de las composiciones químicas mostradas en la Tabla 4. Estas planchas fueron calentadas a entre 1.050 y 1.350°C y fueron laminadas en caliente a una temperatura de acabado de 800 a 900°C y una temperatura de bobinado de 450 a 680°C para obtener láminas de acero laminadas en caliente de un espesor de 4 mm. Después de esto, las láminas de acero fueron decapadas, a continuación, fueron laminadas en frío para obtener láminas de acero laminadas en frío de un espesor de 1,6 mm. Además, las partes de las láminas laminadas en frío fueron tratadas con recubrimiento por inmersión en caliente de aluminio, recubrimiento por inmersión en caliente de aluminio y zinc, galvanizado por inmersión en caliente de aleación y galvanización en caliente. La Tabla 5 muestra las leyendas de los tipos de laminado. Después de esto, estas láminas de acero laminadas en frío y las láminas de acero con superficies tratadas fueron calentadas mediante calentamiento en horno a una temperatura superior al punto A_{c3} , es decir, la región de austenita de 950°C, a continuación, fueron conformadas en caliente. Se cambiaron la cantidad de hidrógeno y el punto de rocío de la atmósfera del horno de calentamiento. Las condiciones se muestran en la Tabla 14.

Una sección transversal de la forma del molde se muestra en la Fig. 14. La leyenda en la Fig. 14 se muestra a continuación (1: troquel, 2: punzón). La forma del punzón, tal como se ve desde arriba, se muestra en la Fig. 15. La leyenda en la Fig. 15 se muestra a continuación (2: punzón). La forma del troquel, tal como se ve desde abajo, se muestra en la Fig. 16. La leyenda en la Fig. 16 se muestra a continuación (1: troquel). El molde siguió la forma del punzón. La forma del troquel estaba determinada por una holgura de un espesor de 1,6 mm. El tamaño de la pieza sin tratar (mm) era de 1,6 x espesor de 300 x 500. Las condiciones de conformación eran una velocidad de punzón de 10 mm/s, una fuerza de presión de 200 toneladas y un tiempo de retención en punto muerto inferior de 5 segundos. Una vista esquemática de la parte conformada se muestra en la Fig. 17. A partir de una pieza de ensayo de tracción recortada de la parte conformada, se determinó que el esfuerzo de tracción de la parte conformada era de 1.470 MPa o más.

El corte realizado fue una perforación. La posición mostrada en la Fig. 18 fue perforada usando un punzón de un diámetro de 10 mm Φ y usando un troquel de un diámetro de 10,5 mm. La Fig. 5 muestra la forma de la parte, tal como se ve desde arriba. La leyenda en la Fig. 18 se muestra a continuación (1: parte 2: centro del orificio perforado). La perforación fue realizada durante los 30 minutos siguientes a la conformación en caliente. Después de la perforación, se realizó un fresado. El procedimiento de trabajo se muestra, en conjunto, en la Tabla 14. Para la leyenda, el caso del fresado se muestra mediante "R", mientras que el caso de no trabajo se muestra con "N". En ese momento, el diámetro del orificio acabado fue cambiado y el efecto sobre el espesor eliminado fue estudiado. Las condiciones se muestran, en conjunto, en la Tabla 14. El fresado se realizó durante los 30 minutos siguientes a la perforación. La resistencia a la fragilización por hidrógeno fue evaluada una semana después del fresado, observando toda la circunferencia del orificio para determinar la presencia de grietas. La observación se realizó mediante una lupa o un microscopio electrónico. Los resultados de la determinación se muestran, en conjunto, en la Tabla 4.

Los experimentos N° 1 a 277 muestran resultados de la consideración de los efectos del tipo de acero, el tipo de laminado, la concentración de hidrógeno en la atmósfera y el punto de rocío en el caso de fresado. Los experimentos N° 278 a 289 muestran los resultados de la consideración de los efectos de la cantidad de trabajo.

Tabla 14 (Parte 1)

Ej N°	Tipo de acero	Tipo de laminado	H en atm (%)	Punto de rocío (°C)	Proc. de trabajo	Atm de trabajo	Grietas
1	C	CR	80	-40	R	0,1	Sí
2	C	CR	80	-20	R	0,1	Sí
3	C	CR	80	0	R	0,1	Sí
4	C	CR	80	5	R	0,1	Sí
5	C	CR	80	15	R	0,1	Sí
6	C	CR	80	25	R	0,1	Sí
7	C	CR	80	40	R	0,1	Sí
8	C	AL	80	-40	R	0,1	Sí
9	C	AL	80	-20	R	0,1	Sí
10	C	AL	80	0	R	0,1	Sí
11	C	AL	80	5	R	0,1	Sí
12	C	AL	80	15	R	0,1	Sí
13	C	AL	80	25	R	0,1	Sí
14	C	AL	80	40	R	0,1	Sí
15	C	GI	80	-20	R	0,1	Sí
16	C	GA	80	-20	R	0,1	Sí

Ej N°	Tipo de acero	Tipo de laminado	H en atm (%)	Punto de rocío (°C)	Proc. de trabajo	Atm de trabajo	Grietas
51	C	CR	40	15	R	0,1	Sí
52	C	CR	40	40	R	0,1	Sí
53	D	CR	40	-40	R	0,1	Sí
54	D	CR	40	0	R	0,1	Sí
55	D	CR	40	15	R	0,1	Sí
56	D	CR	40	40	R	0,1	Sí
57	E	CR	40	-40	R	0,1	Sí
58	E	CR	40	0	R	0,1	Sí
59	E	CR	40	15	R	0,1	Sí
60	E	CR	40	40	R	0,1	Sí
61	C	CR	8	-40	R	0,1	No
62	C	CR	8	-20	R	0,1	No
63	C	CR	8	0	R	0,1	No
64	C	CR	8	5	R	0,1	No
65	C	CR	8	15	R	0,1	No
66	C	CR	8	25	R	0,1	No

67	C	CR	8	40	R	0,1	Si
68	D	CR	8	-40	R	0,1	No
69	D	CR	8	-20	R	0,1	No
70	D	CR	8	0	R	0,1	No
71	D	CR	8	5	R	0,1	No
72	D	CR	8	15	R	0,1	No
73	D	CR	8	25	R	0,1	No
74	D	CR	8	40	R	0,1	Si
75	E	CR	8	-40	R	0,1	No
76	E	CR	8	-20	R	0,1	No
77	E	CR	8	0	R	0,1	No
78	E	CR	8	5	R	0,1	No
79	E	CR	8	15	R	0,1	No
80	E	CR	8	25	R	0,1	No
81	E	CR	8	40	R	0,1	Si
82	C	CR	4	-40	R	0,1	No
83	C	CR	4	0	R	0,1	No
84	C	CR	4	15	R	0,1	No
85	C	CR	4	40	R	0,1	Si
86	D	CR	4	-40	R	0,1	No
87	D	CR	4	0	R	0,1	No

17	D	CR	80	-40	R	0,1	Si
18	D	CR	80	-20	R	0,1	Si
19	D	CR	80	0	R	0,1	Si
20	D	CR	80	5	R	0,1	Si
21	D	CR	80	15	R	0,1	Si
22	D	CR	80	25	R	0,1	Si
23	D	CR	80	40	R	0,1	Si
24	D	AL	80	-40	R	0,1	Si
25	D	AL	80	-20	R	0,1	Si
26	D	AL	80	0	R	0,1	Si
27	D	AL	80	5	R	0,1	Si
28	D	AL	80	15	R	0,1	Si
29	D	AL	80	25	R	0,1	Si
30	D	AL	80	40	R	0,1	Si
31	D	GI	80	-20	R	0,1	Si
32	D	GA	80	-20	R	0,1	Si
33	E	CR	80	-40	R	0,1	Si
34	E	CR	80	-20	R	0,1	Si
35	E	CR	80	0	R	0,1	Si
36	E	CR	80	5	R	0,1	Si
37	E	CR	80	15	R	0,1	Si

38	E	CR	80	25	R	0,1	Sí
39	E	CR	80	40	R	0,1	Sí
40	E	AL	80	-40	R	0,1	Sí
41	E	AL	80	-20	R	0,1	Sí
42	E	AL	80	0	R	0,1	Sí
43	E	AL	80	5	R	0,1	Sí
44	E	AL	80	15	R	0,1	Sí
45	E	AL	80	25	R	0,1	Sí
46	E	AL	80	40	R	0,1	Sí
47	E	GI	80	-20	R	0,1	Sí
48	E	GA	80	-20	R	0,1	Sí
49	C	CR	40	-40	R	0,1	Sí
50	C	CR	40	0	R	0,1	Sí

88	D	CR	4	15	R	0,1	No
89	D	CR	4	40	R	0,1	Sí
90	E	CR	4	-40	R	0,1	No
91	E	CR	4	0	R	0,1	No
92	E	CR	4	15	R	0,1	No
93	E	CR	4	40	R	0,1	Sí
94	C	CR	2	-40	R	0,1	No
95	C	CR	2	-20	R	0,1	No
96	C	CR	2	0	R	0,1	No
97	C	CR	2	5	R	0,1	No
98	C	CR	2	15	R	0,1	No
99	C	CR	2	25	R	0,1	No
100	C	CR	2	40	R	0,1	Sí

Tabla 14 (Parte 2)

Ej N°	Tipo de acero	Tipo de laminado	H en atm (%)	Punto de rocío (°C)	Proc. de trabajo	Atm de trabajo	Grietas
101	C	AL	2	-40	R	0,1	No
102	C	AL	2	-20	R	0,1	No
103	C	AL	2	0	R	0,1	No

Ej N°	Tipo de acero	Tipo de laminado	H en atm (%)	Punto de rocío (°C)	Proc. de trabajo	Atm de trabajo	Grietas
151	E	CR	0,5	0	R	0,1	No
152	E	CR	0,5	15	R	0,1	No
153	E	CR	0,5	40	R	0,1	Sí

154	C	CR	0,1	-40	R	0,1	No
155	C	CR	0,1	-20	R	0,1	No
156	C	CR	0,1	0	R	0,1	No
157	C	CR	0,1	5	R	0,1	No
158	C	CR	0,1	15	R	0,1	No
159	C	CR	0,1	25	R	0,1	No
160	C	CR	0,1	40	R	0,1	Sí
161	C	AL	0,1	-40	R	0,1	No
162	C	AL	0,1	-20	R	0,1	No
163	C	AL	0,1	0	R	0,1	No
164	C	AL	0,1	5	R	0,1	No
165	C	AL	0,1	15	R	0,1	No
166	C	AL	0,1	25	R	0,1	No
167	C	AL	0,1	40	R	0,1	Sí
168	C	GI	0,1	15	R	0,1	No
169	C	GA	0,1	15	R	0,1	No
170	D	CR	0,1	-40	R	0,1	No
171	D	CR	0,1	-20	R	0,1	No
172	D	CR	0,1	0	R	0,1	No
173	D	CR	0,1	5	R	0,1	No
174	D	CR	0,1	15	R	0,1	No

104	C	AL	2	5	R	0,1	No
105	C	AL	2	15	R	0,1	No
106	C	AL	2	25	R	0,1	No
107	C	AL	2	40	R	0,1	Sí
108	C	GI	2	15	R	0,1	No
109	C	GA	2	15	R	0,1	No
110	D	CR	2	-40	R	0,1	No
111	D	CR	2	-20	R	0,1	No
112	D	CR	2	0	R	0,1	No
113	D	CR	2	5	R	0,1	No
114	D	CR	2	15	R	0,1	No
115	D	CR	2	25	R	0,1	No
116	D	CR	2	40	R	0,1	Sí
117	D	AL	2	-40	R	0,1	No
118	D	AL	2	-20	R	0,1	No
119	D	AL	2	0	R	0,1	No
120	D	AL	2	5	R	0,1	No
121	D	AL	2	15	R	0,1	No
122	D	AL	2	25	R	0,1	No
123	D	AL	2	40	R	0,1	Sí
124	D	GI	2	15	R	0,1	No

175	D	CR	0,1	25	R	0,1	No
176	D	CR	0,1	40	R	0,1	Si
177	D	AL	0,1	-40	R	0,1	No
178	D	AL	0,1	-20	R	0,1	No
179	D	AL	0,1	0	R	0,1	No
180	D	AL	0,1	5	R	0,1	No
181	D	AL	0,1	15	R	0,1	No
182	D	AL	0,1	25	R	0,1	No
183	D	AL	0,1	40	R	0,1	Si
184	D	GI	0,1	15	R	0,1	No
185	D	GA	0,1	15	R	0,1	No
186	E	CR	0,1	-40	R	0,1	No
187	E	CR	0,1	-20	R	0,1	No
188	E	CR	0,1	0	R	0,1	No
189	E	CR	0,1	5	R	0,1	No
190	E	CR	0,1	15	R	0,1	No
191	E	CR	0,1	25	R	0,1	No
192	E	CR	0,1	40	R	0,1	Si
193	E	AL	0,1	-40	R	0,1	No
194	E	AL	0,1	-20	R	0,1	No
195	E	AL	0,1	0	R	0,1	No

125	D	GA	2	15	R	0,1	No
126	E	CR	2	-40	R	0,1	No
127	E	CR	2	-20	R	0,1	No
128	E	CR	2	0	R	0,1	No
129	E	CR	2	5	R	0,1	No
130	E	CR	2	15	R	0,1	No
131	E	CR	2	25	R	0,1	No
132	E	CR	2	40	R	0,1	Si
133	E	AL	2	-40	R	0,1	No
134	E	AL	2	-20	R	0,1	No
135	E	AL	2	0	R	0,1	No
136	E	AL	2	5	R	0,1	No
137	E	AL	2	15	R	0,1	No
138	E	AL	2	25	R	0,1	No
139	E	AL	2	40	R	0,1	Si
140	E	GI	2	15	R	0,1	No
141	E	GA	2	15	R	0,1	No
142	C	CR	0,5	-40	R	0,1	No
143	C	CR	0,5	0	R	0,1	No
144	C	CR	0,5	15	R	0,1	No
145	C	CR	0,5	40	R	0,1	Si

196	E	AL	0,1	5	R	0,1	No
197	E	AL	0,1	15	R	0,1	No
198	E	AL	0,1	25	R	0,1	No
199	E	AL	0,1	40	R	0,1	Sí
200	E	GI	0,1	15	R	0,1	No

146	D	CR	0,5	-40	R	0,1	No
147	D	CR	0,5	0	R	0,1	No
148	D	CR	0,5	15	R	0,1	No
149	D	CR	0,5	40	R	0,1	Sí
150	E	CR	0,5	-40	R	0,1	No

Tabla 14 (Parte 3)

Ej N°	Tipo de acero	Tipo de laminado	H en atm (%)	Punto de rocío (°C)	Proc. de trabajo	Atm de trabajo	Grietas
251	D	CR	80	-20	N	0	Sí
252	D	CR	80	0	N	0	Sí
253	D	CR	80	5	N	0	Sí
254	D	CR	80	15	N	0	Sí
255	D	CR	80	25	N	0	Sí
256	D	CR	80	40	N	0	Sí
257	D	AL	80	-40	N	0	Sí
258	D	AL	80	-20	N	0	Sí
259	D	AL	80	0	N	0	Sí
260	D	AL	80	5	N	0	Sí
261	D	AL	80	15	N	0	Sí

Ej N°	Tipo de acero	Tipo de laminado	H en atm (%)	Punto de rocío (°C)	Proc. de trabajo	Atm de trabajo	Grietas
201	E	GA	0,1	15	R	0,1	No
202	C	CR	0,05	-20	R	0,1	No
203	C	CR	0,05	-40	R	0,1	No
204	C	CR	0,05	-20	R	0,1	No
205	C	CR	0,05	0	R	0,1	No
206	C	CR	0,05	5	R	0,1	No
207	C	CR	0,05	15	R	0,1	No
208	C	CR	0,05	25	R	0,1	No
209	C	CR	0,05	40	R	0,1	Sí
210	D	CR	0,05	-20	R	0,1	No
211	D	CR	0,05	-40	R	0,1	No

262	D	AL	80	25	N	0	Sí
263	D	AL	80	40	N	0	Sí
264	D	CR	8	-40	N	0	Sí
265	D	CR	8	-20	N	0	Sí
266	D	CR	8	0	N	0	Sí
267	D	CR	8	5	N	0	Sí
268	D	CR	8	15	N	0	Sí
269	D	CR	8	25	N	0	Sí
270	D	CR	8	40	N	0	Sí
271	D	AL	8	-40	N	0	Sí
272	D	AL	8	-20	N	0	Sí
273	D	AL	8	0	N	0	Sí
274	D	AL	8	5	N	0	Sí
275	D	AL	8	15	N	0	Sí
276	D	AL	8	25	N	0	Sí
277	D	AL	8	40	N	0	Sí
278	C	CR	2	15	R	0	Sí
279	C	CR	2	15	R	0	Sí
280	C	CR	2	15	R	0,1	No
281	C	CR	2	15	R	0,2	No
282	D	CR	2	15	R	0	Sí

212	D	CR	0,05	-20	R	0,1	No
213	D	CR	0,05	0	R	0,1	No
214	D	CR	0,05	5	R	0,1	No
215	D	CR	0,05	15	R	0,1	No
216	D	CR	0,05	25	R	0,1	No
217	D	CR	0,05	40	R	0,1	Sí
218	E	CR	0,05	-20	R	0,1	No
219	E	CR	0,05	-40	R	0,1	No
220	E	CR	0,05	-20	R	0,1	No
221	E	CR	0,05	0	R	0,1	No
222	E	CR	0,05	5	R	0,1	No
223	E	CR	0,05	15	R	0,1	No
224	E	CR	0,05	25	R	0,1	No
225	E	CR	0,05	40	R	0,1	Sí
226	C	CR	0,01	-40	R	0,1	No
227	C	CR	0,01	0	R	0,1	No
228	C	CR	0,01	15	R	0,1	No
229	C	CR	0,01	40	R	0,1	Sí
230	D	CR	0,01	-40	R	0,1	No
231	D	CR	0,01	0	R	0,1	No
232	D	CR	0,01	15	R	0,1	No

283	D	CR	2	15	R	0	Sí
284	D	CR	2	15	R	0,1	No
285	D	CR	2	15	R	0,2	No
286	E	CR	2	15	R	0	Sí
287	E	CR	2	15	R	0	Sí
288	E	CR	2	15	R	0,1	No
289	E	CR	2	15	R	0,2	No

233	D	CR	0,01	40	R	0,1	Sí
234	E	CR	0,01	-40	R	0,1	No
235	E	CR	0,01	0	R	0,1	No
236	E	CR	0,01	15	R	0,1	No
237	E	CR	0,01	40	R	0,1	Sí
238	C	CR	0,005	-40	R	0,1	No
239	C	CR	0,005	0	R	0,1	No
240	C	CR	0,005	15	R	0,1	No
241	C	CR	0,005	40	R	0,1	Sí
242	D	CR	0,005	-40	R	0,1	No
243	D	CR	0,005	0	R	0,1	No
244	D	CR	0,005	15	R	0,1	No
245	D	CR	0,005	40	R	0,1	Sí
246	E	CR	0,005	-40	R	0,1	No
247	E	CR	0,005	0	R	0,1	No
248	E	CR	0,005	15	R	0,1	No
249	E	CR	0,005	40	R	0,1	Sí
250	D	CR	80	-40	N	0,1	Sí

Aplicabilidad industrial

Según la presente invención, se hace posible producir una parte de alta resistencia para un automóvil ligero de peso y de características superiores en la seguridad en colisiones, mediante enfriamiento y endurecimiento después de la conformación en el molde

5

REIVINDICACIONES

1. Procedimiento de producción de una parte de alta resistencia, que comprende las etapas de:

usar una lámina de acero que contiene, en % en peso, C: del 0,05 al 0,55% y Mn: del 0,1 al 3%, opcionalmente, uno o más elementos seleccionados de entre Si: el 1,0% o menos, Al: del 0,005 al 0,1%, S: el 0,02% o menos, P: el 0,03% o menos, Cr: del 0,01 al 1,0%, B: del 0,0002% al 0,0050%, N: el 0,01% o menos y O: el 0,015% o menos, además, opcionalmente, uno o más elementos seleccionados de entre Nb, Zr, Mo y V de no más del 1% de cada uno, en su composición química y que tiene un esfuerzo de tracción de 980 MPa o más; caracterizado por

calentar la lámina de acero en una atmósfera, en porcentaje en volumen, de hidrógeno en una cantidad del 10% o menos (incluyendo el 0%) y de un punto de rocío de 30°C o menos a la Ac3 al punto de fusión, a continuación, iniciar la conformación en prensa a una temperatura superior a la temperatura a la que se produce una transformación ferrítica, perlítica, bainítica, martensítica

enfriar y endurecer después de la conformación en el molde para producir una parte de alta resistencia, y

perforar o cortar la misma usando un punzón o troquel que tiene una punta de cuchilla, una diferencia escalonada y una base de cuchilla, teniendo la diferencia escalonada una altura de 1/2 del espesor de la lámina de acero a 100 mm y una anchura que se reduce, de manera continua, en 0,01 a 3,0 mm de la base de la cuchilla a la punta de la cuchilla, en el que un valor de D/H es igual a 0,5 o menor cuando una altura de dicha diferencia escalonada de H y una diferencia de la anchura de la base de cuchilla y la punta de cuchilla es D, un ángulo (θ) formado por la diferencia escalonada y una parte paralela de la base de la cuchilla es de 95 a 179 grados, y una holgura (C) entre la parte paralela de la base de la cuchilla y el troquel para la perforación o el corte siendo del 4,3 al 25%.

2. Procedimiento de producción de una parte de alta resistencia tal como se expone en la reivindicación 1, caracterizado porque dicha lámina de acero es tratada mediante cualquiera de entre laminado de aluminio, laminado de aluminio y zinc y laminado de zinc.

Fig. 1

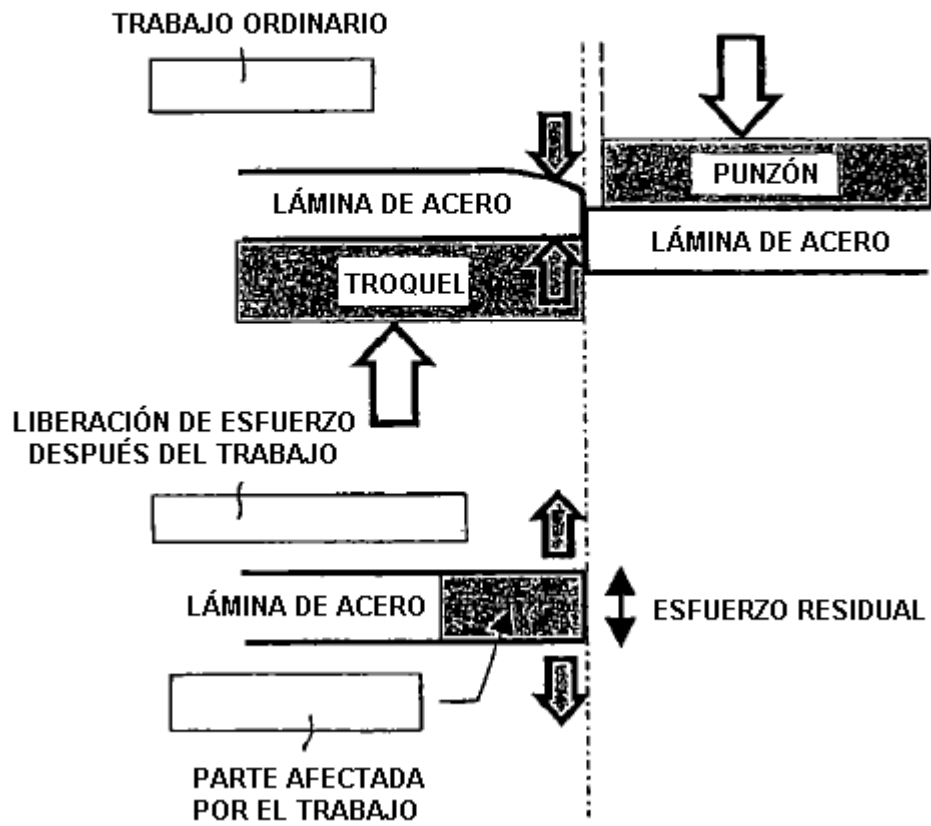


Fig. 2

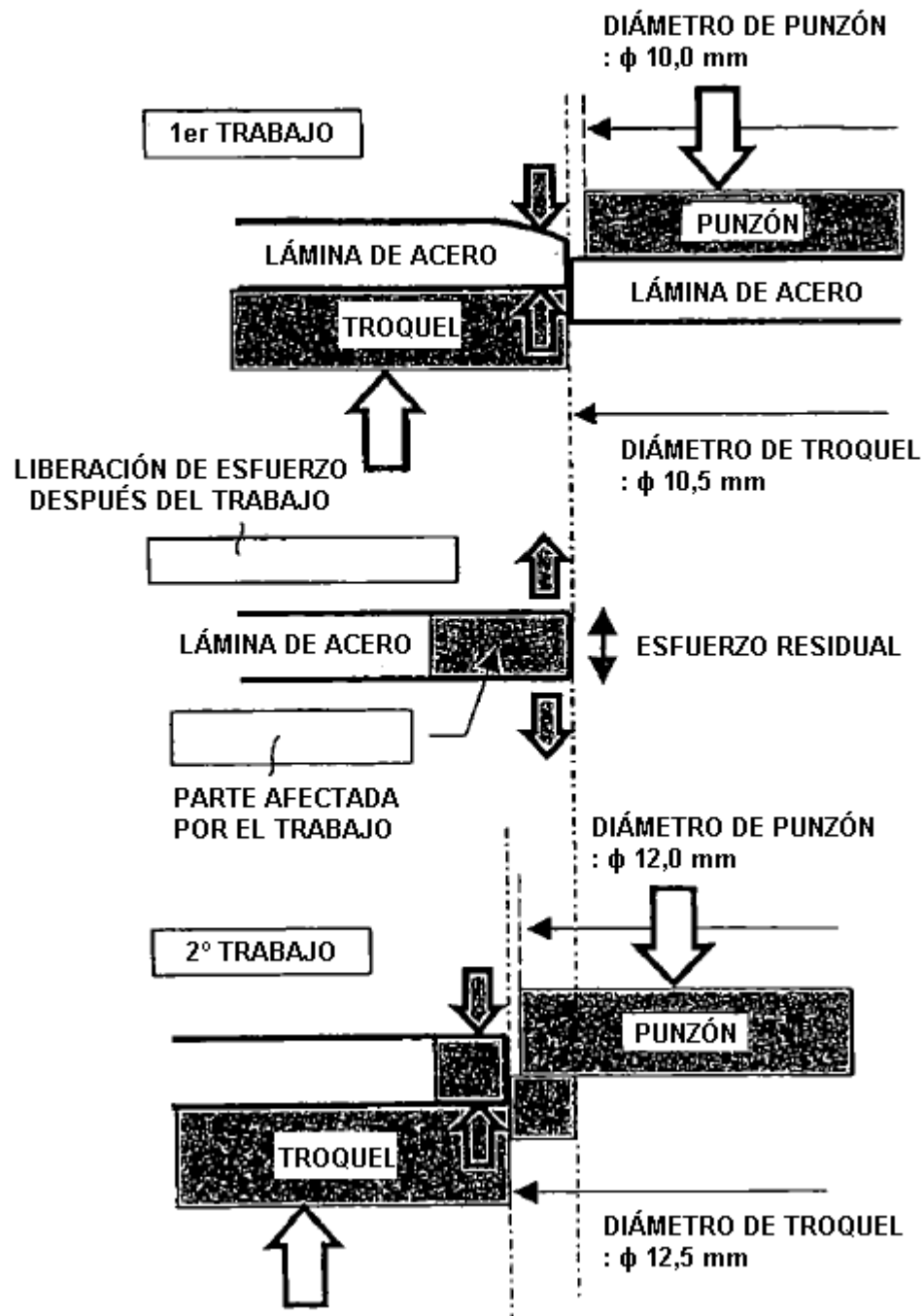


Fig.3

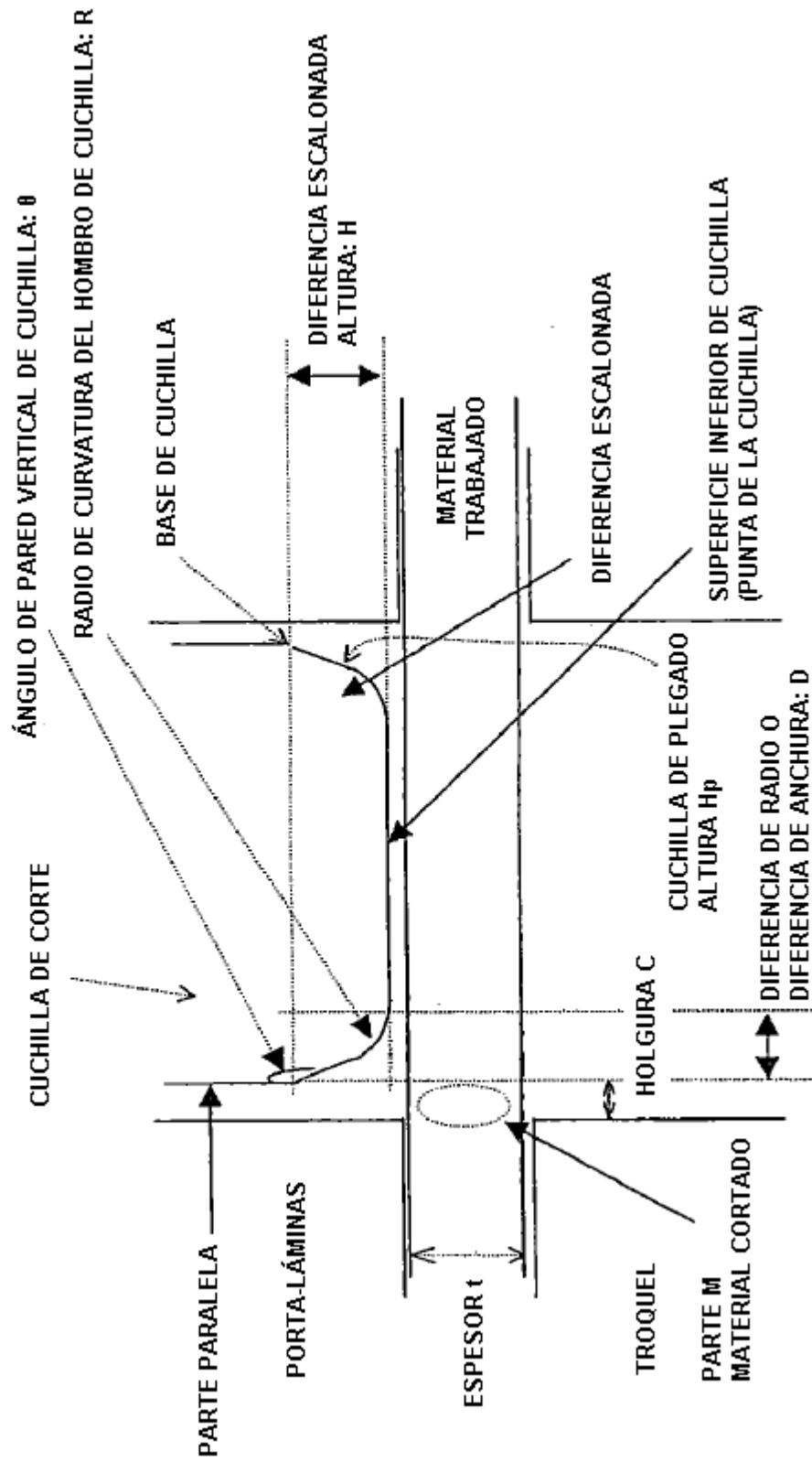


Fig.4

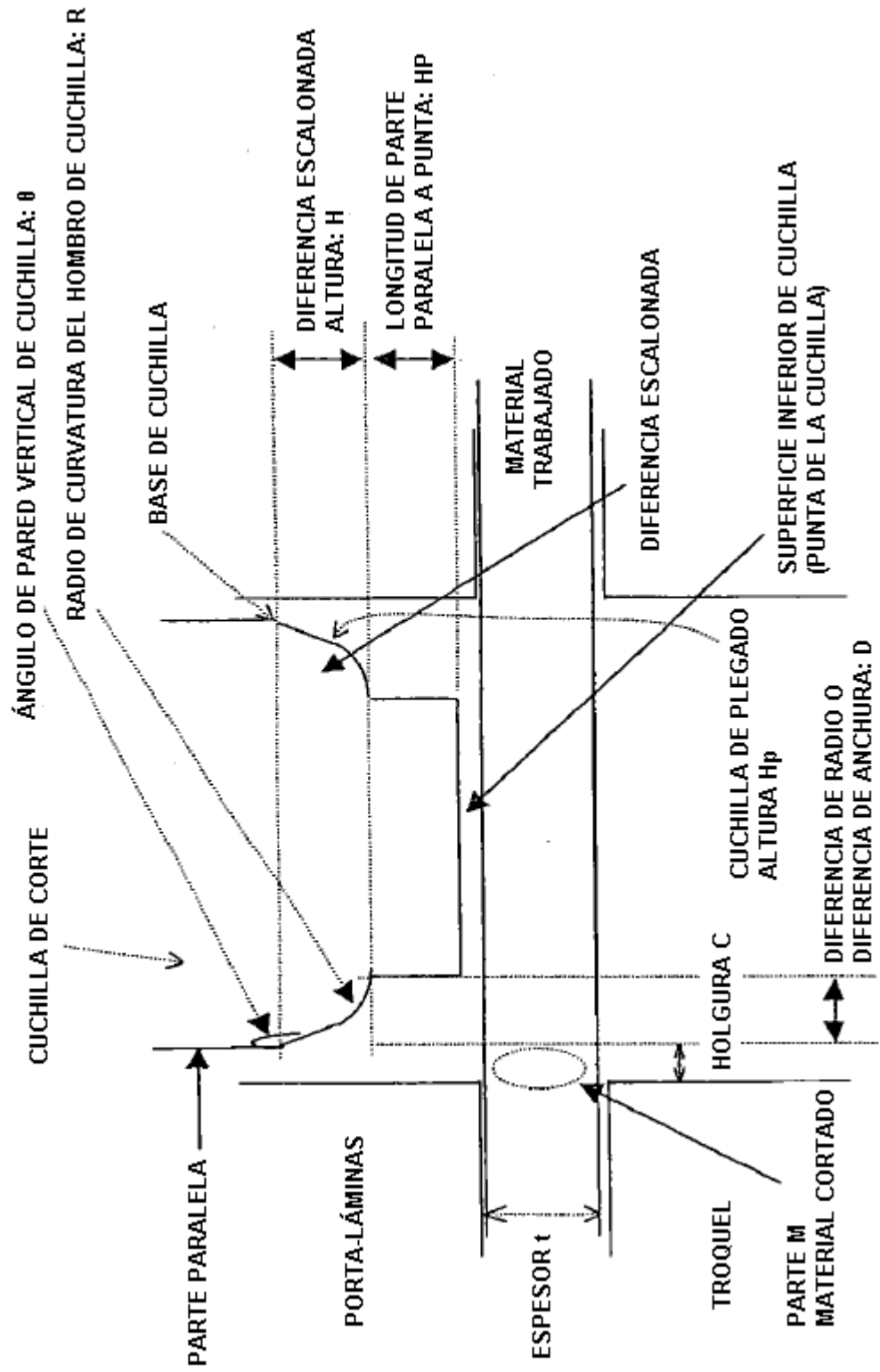


Fig.5

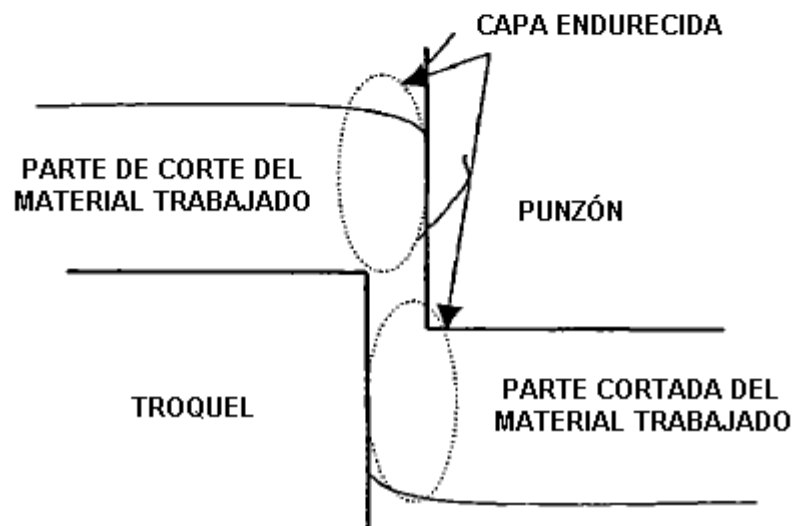
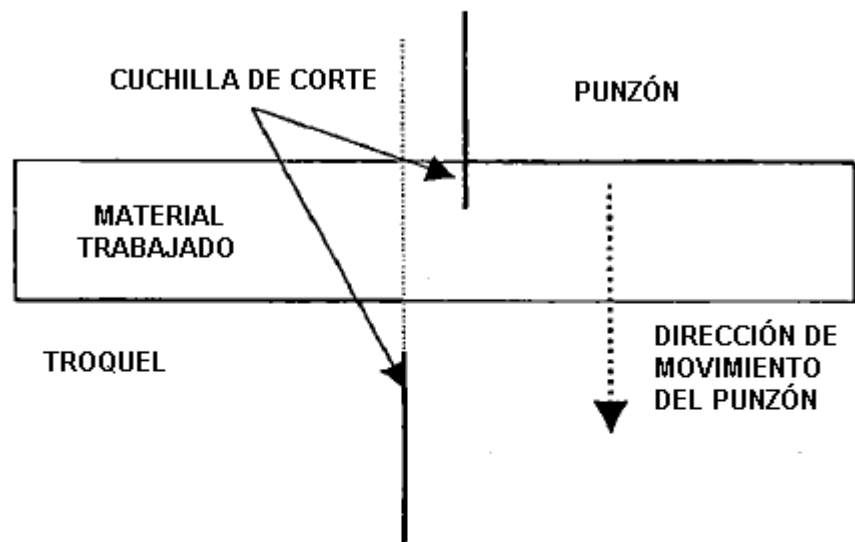


Fig.6

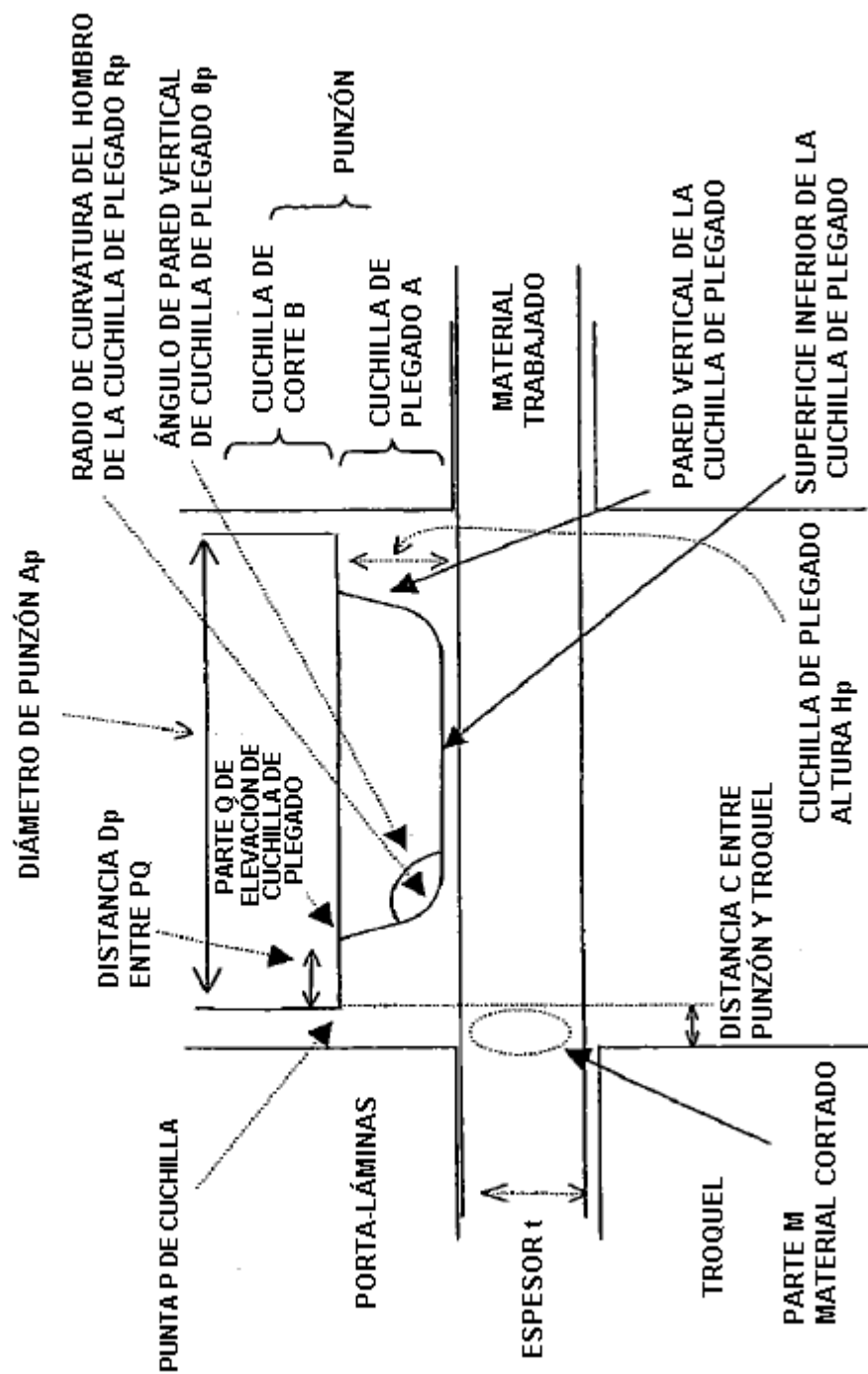


Fig.7

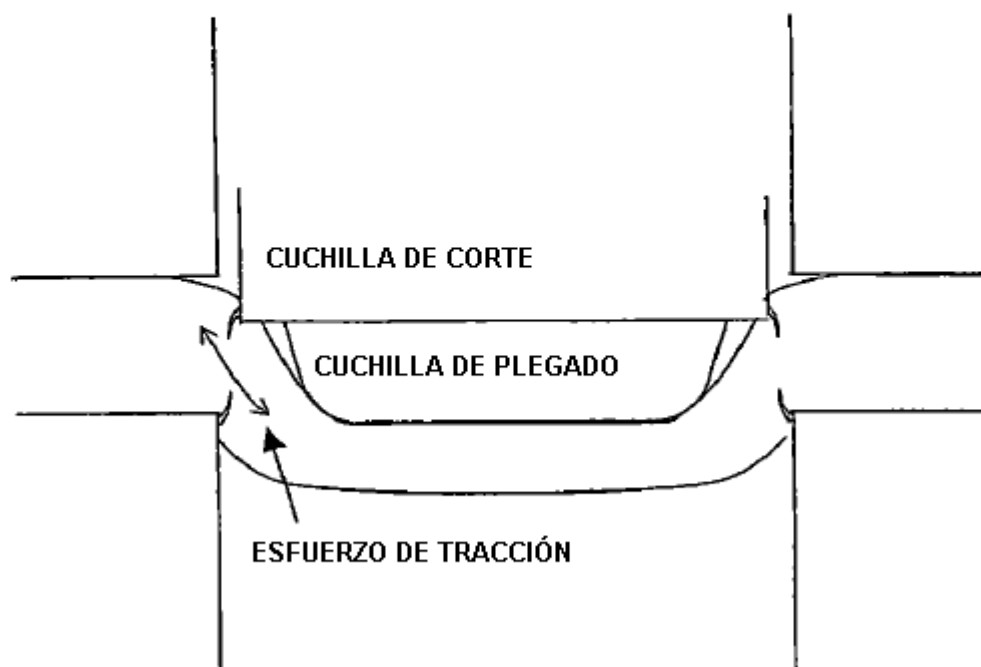


Fig. 8

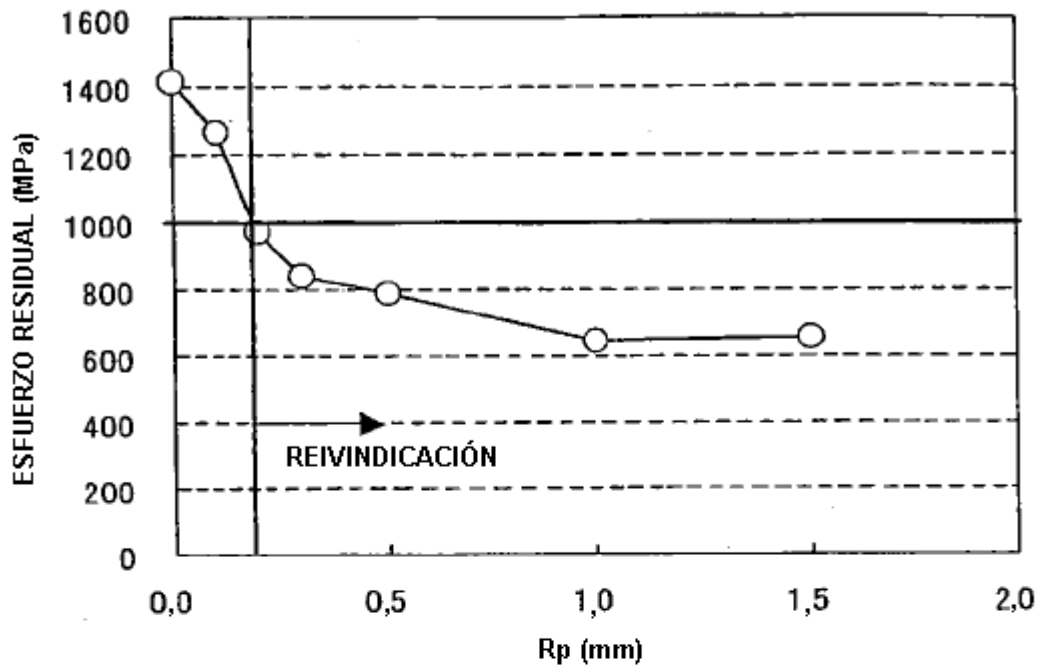


Fig. 9

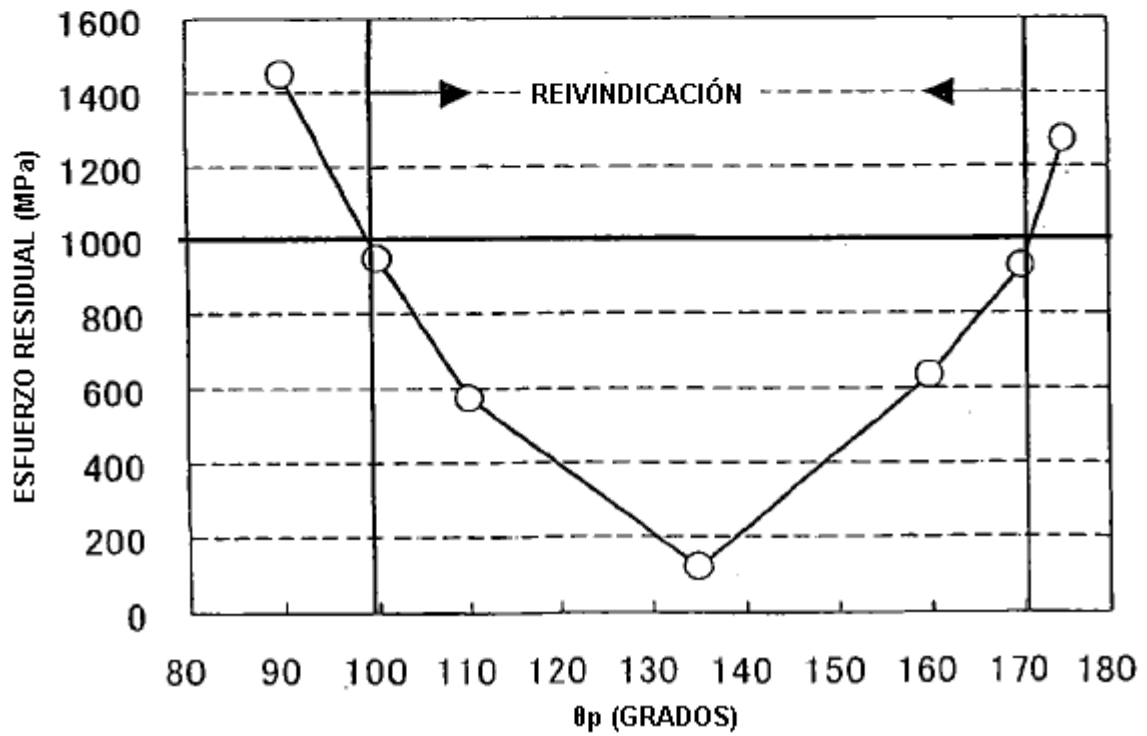


Fig.10

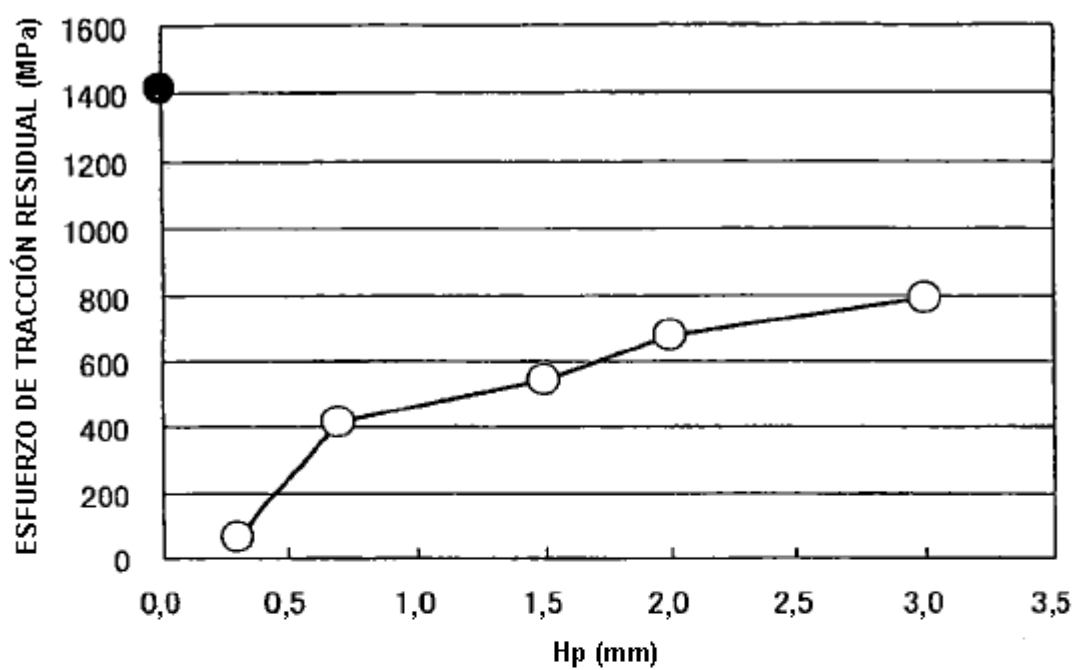


Fig.11

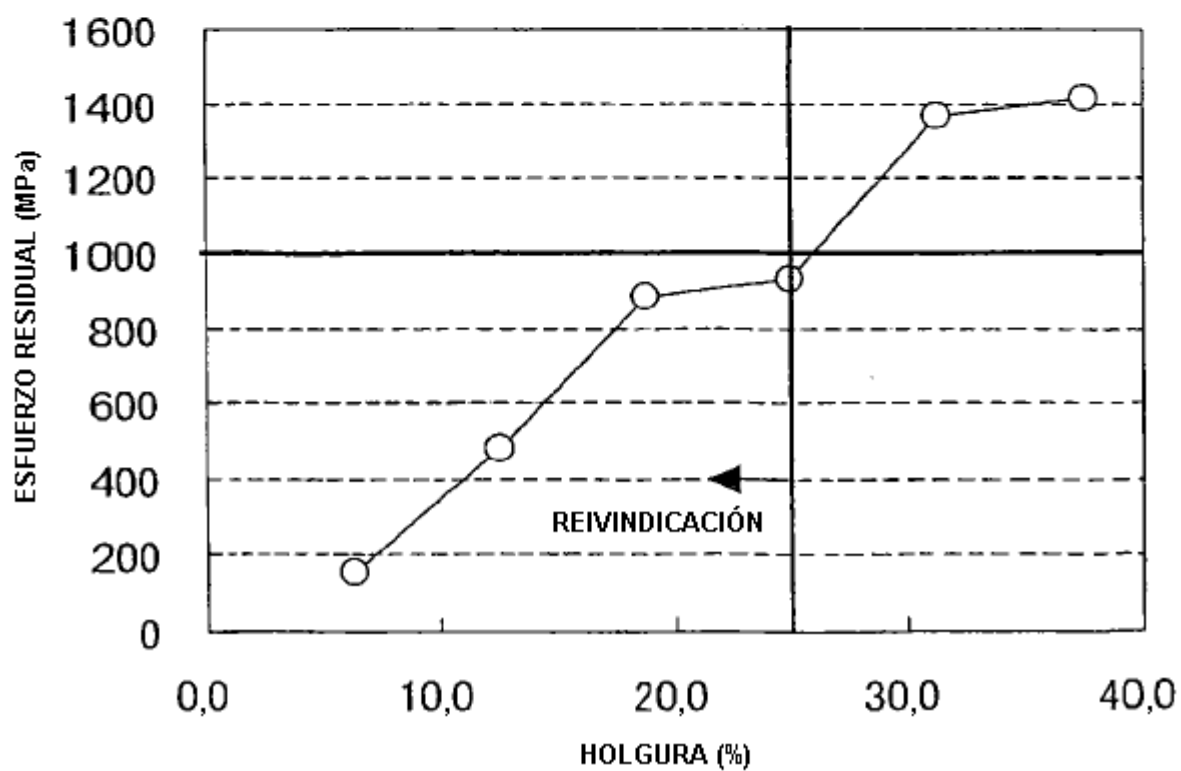


Fig.12

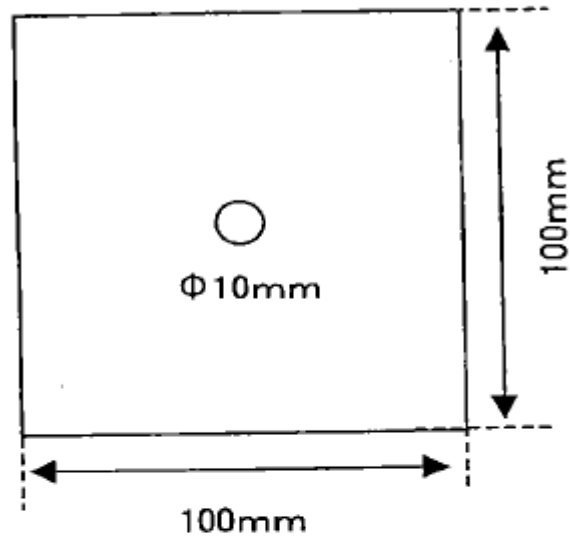


Fig.13

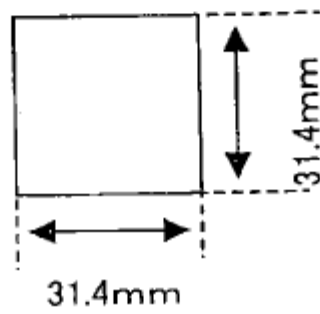


Fig.14

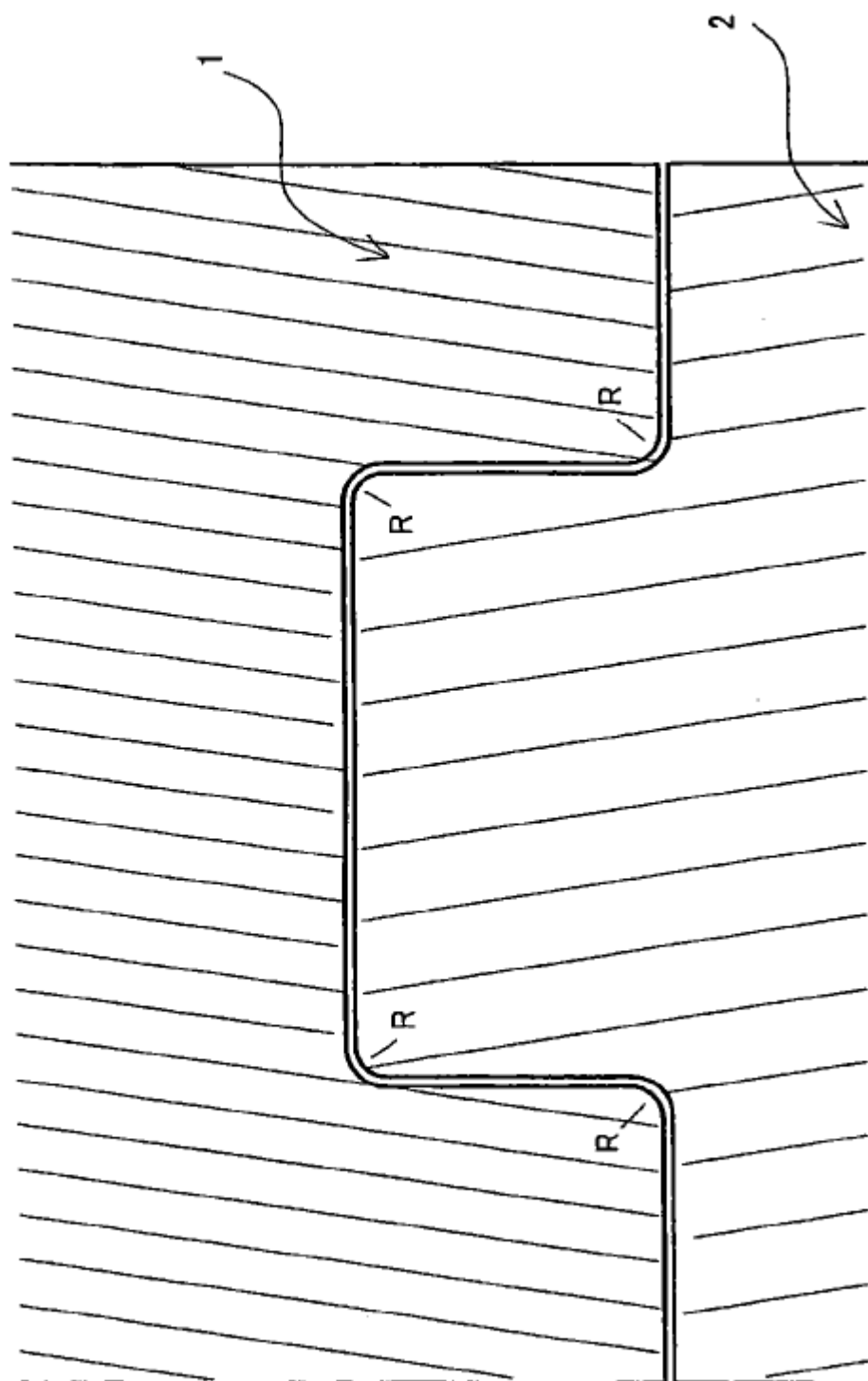


Fig.15

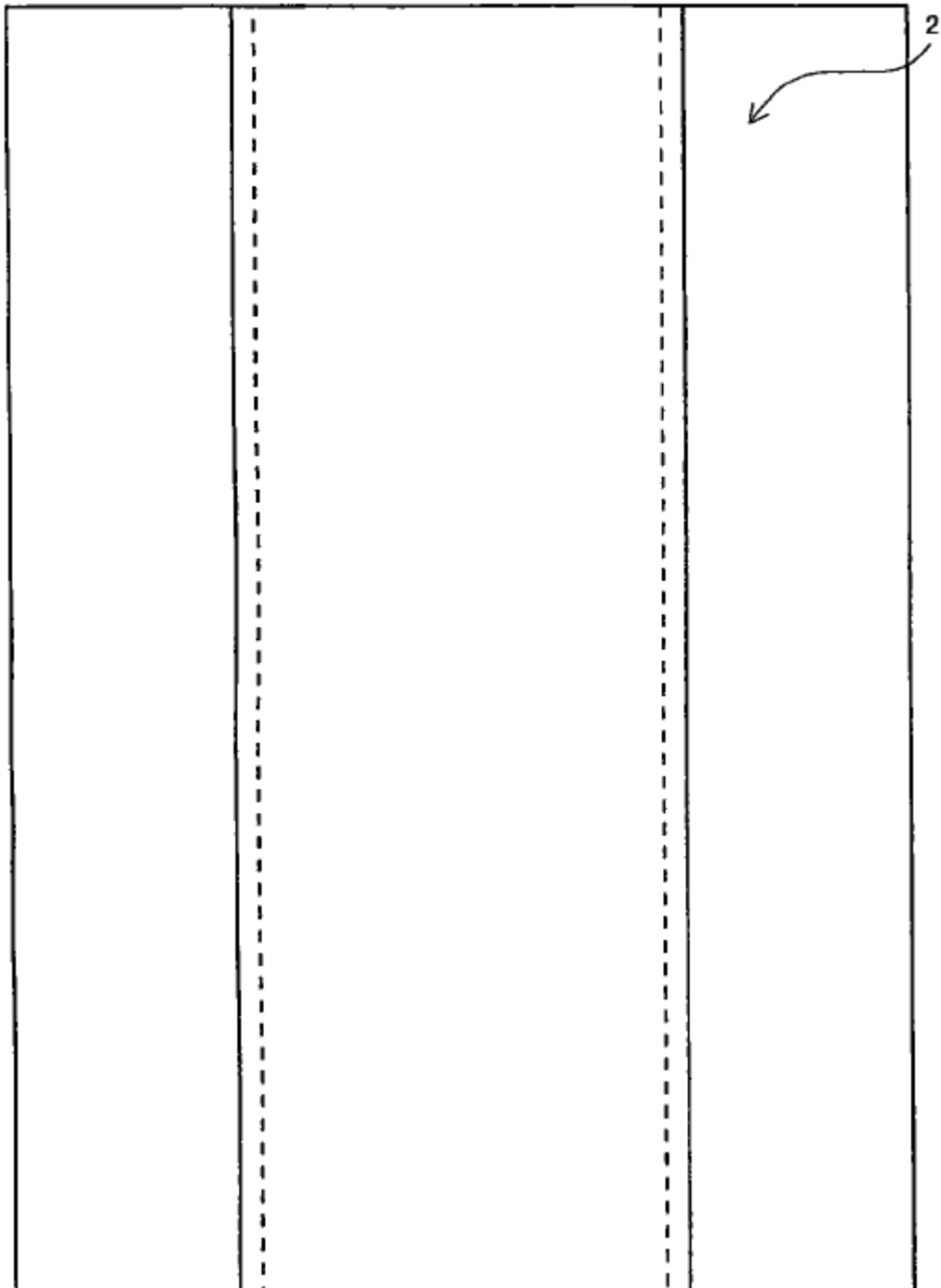


Fig.16

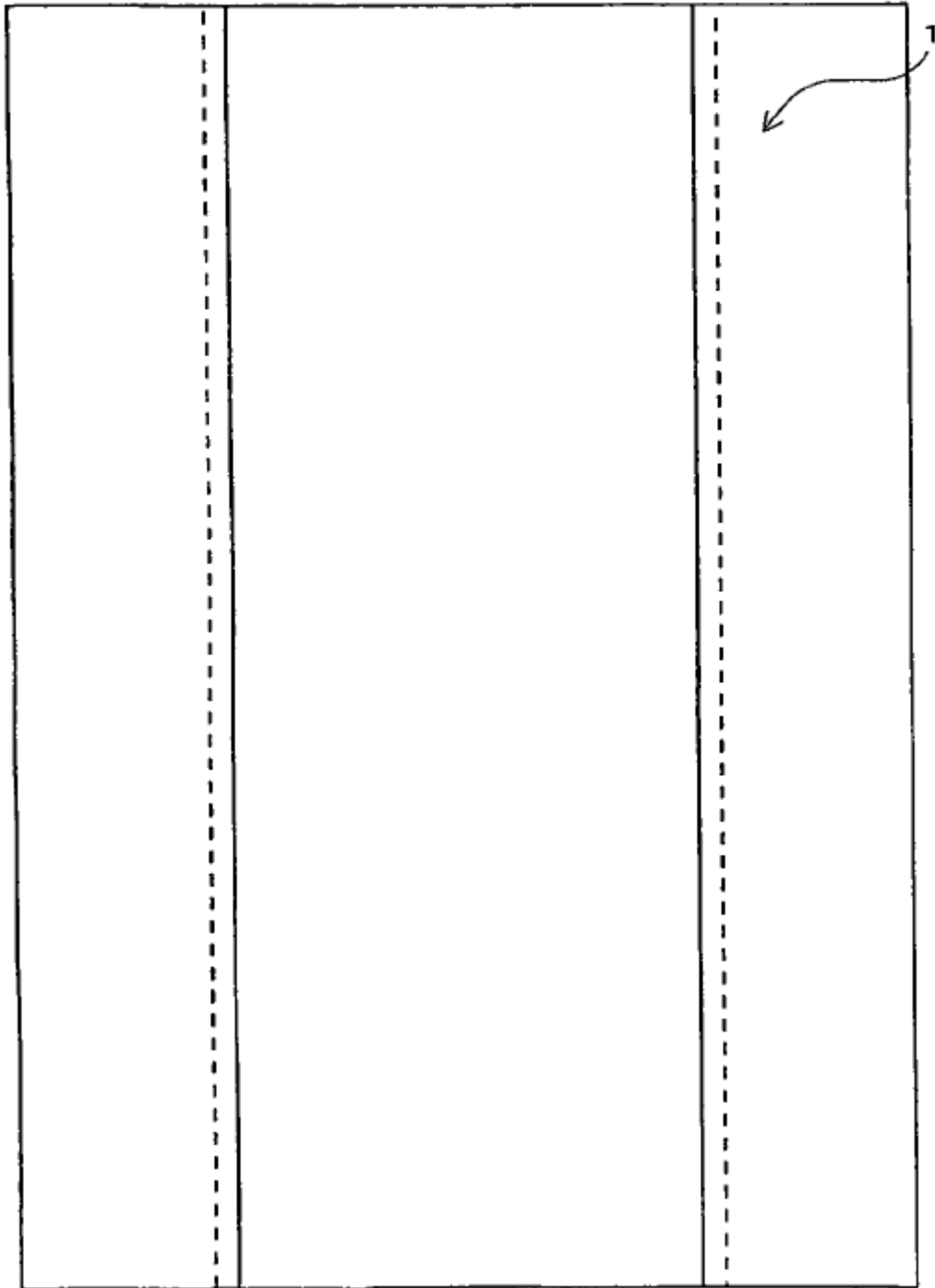


Fig.17

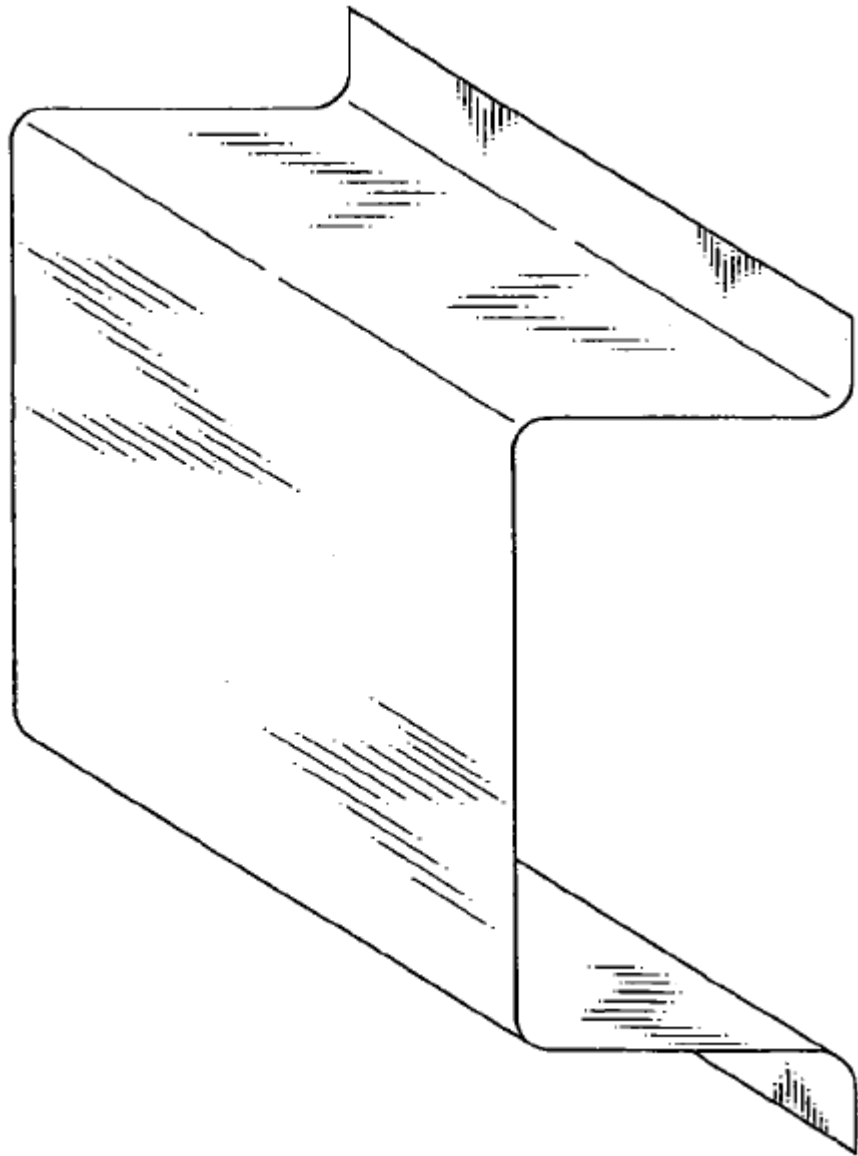


Fig.18

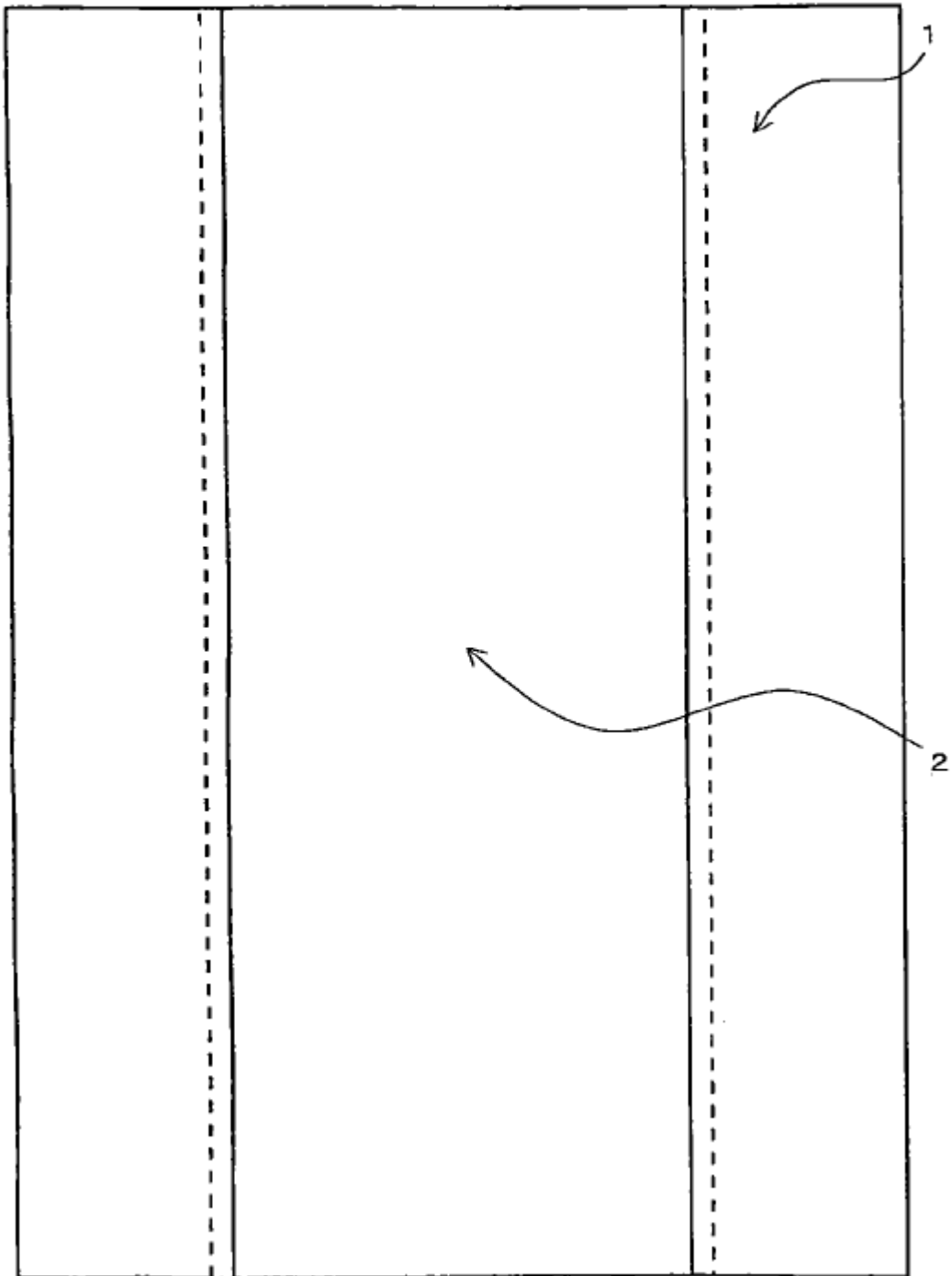


Fig. 19

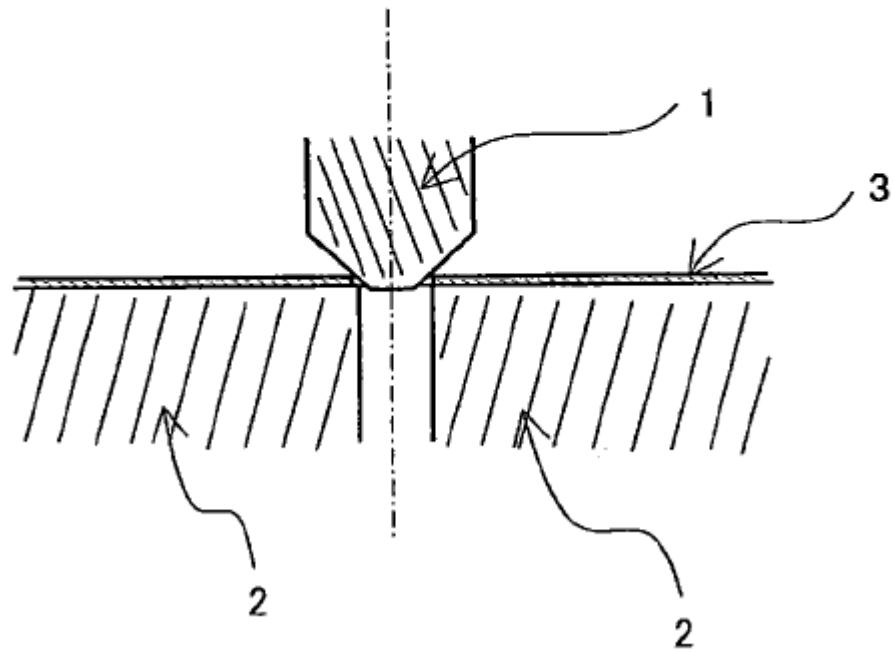


Fig.20A

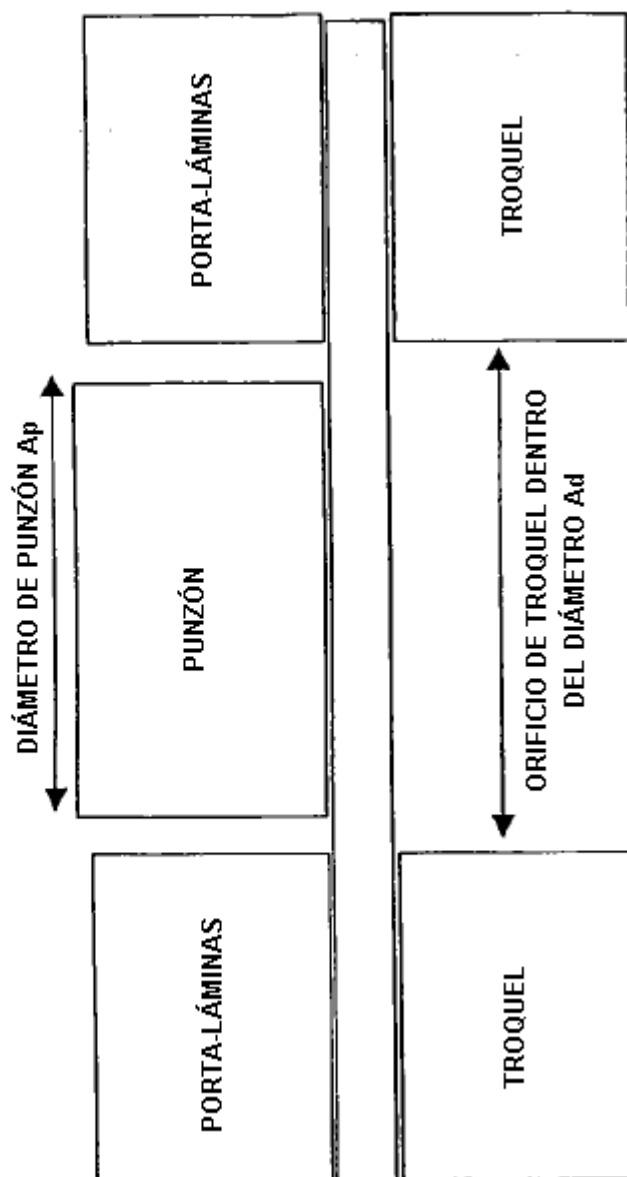


Fig.20B

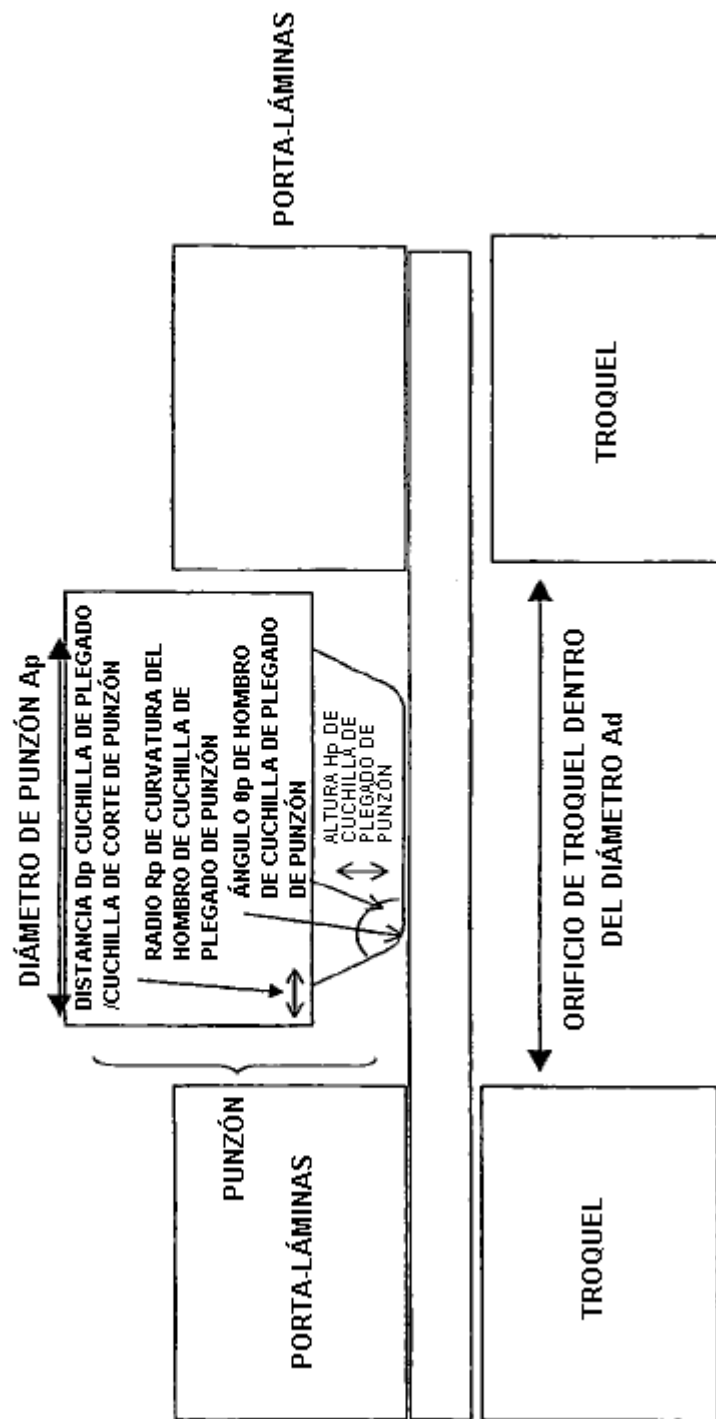


Fig. 20C

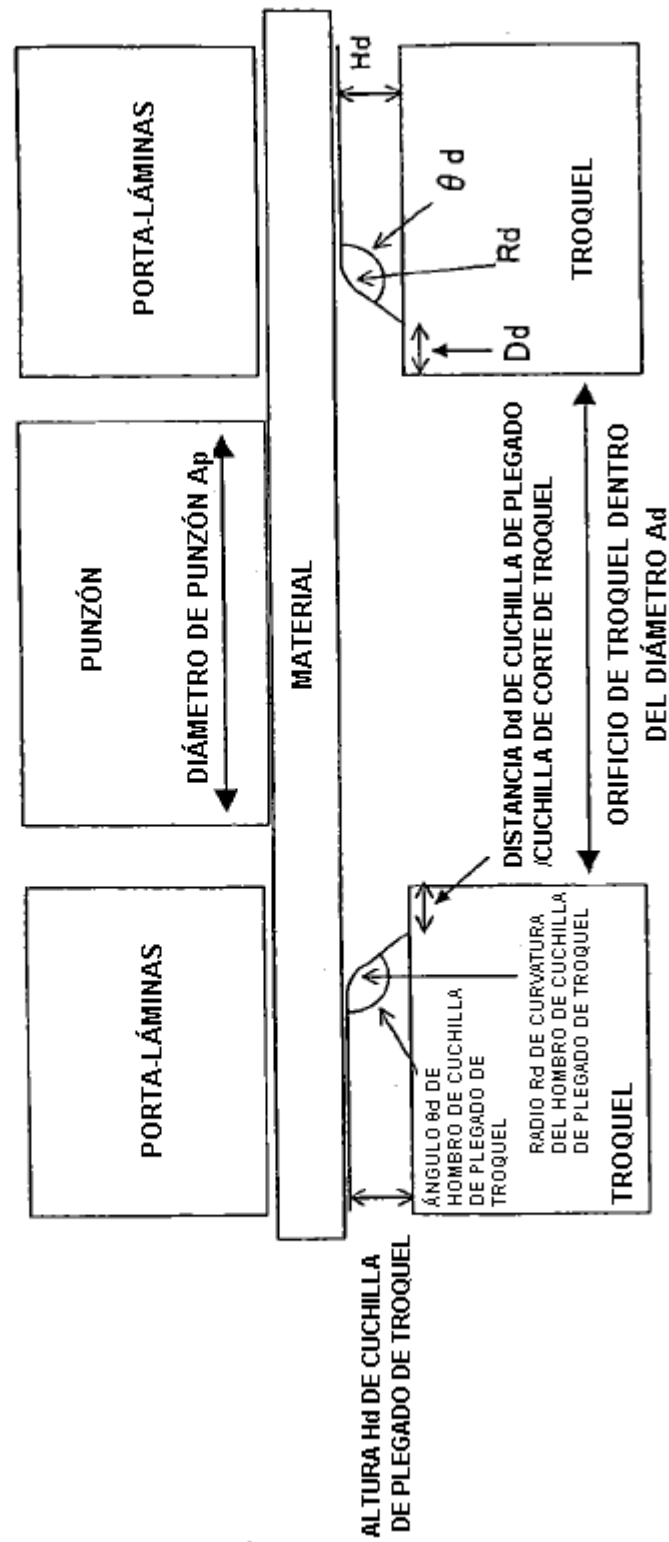


Fig.20D

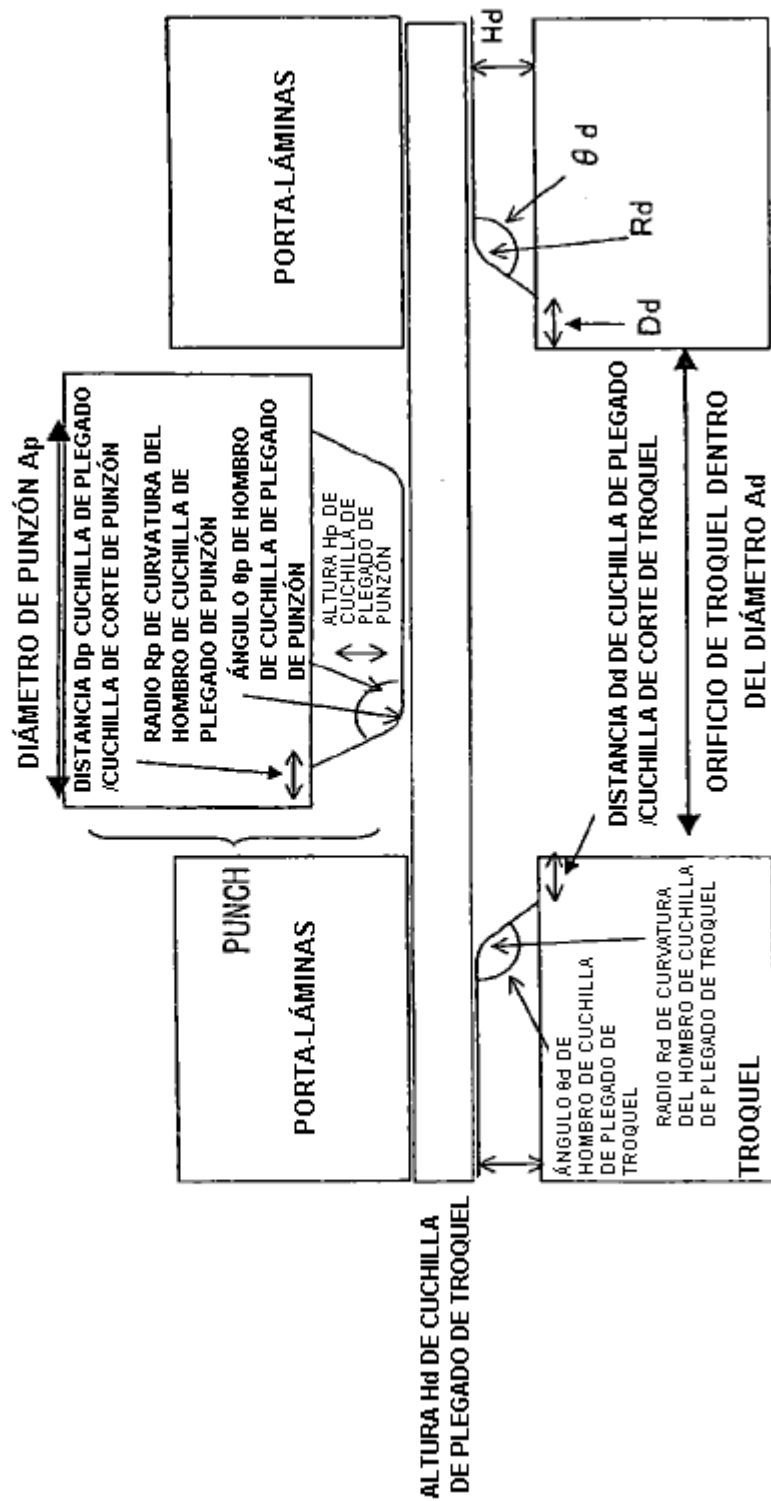


Fig. 21

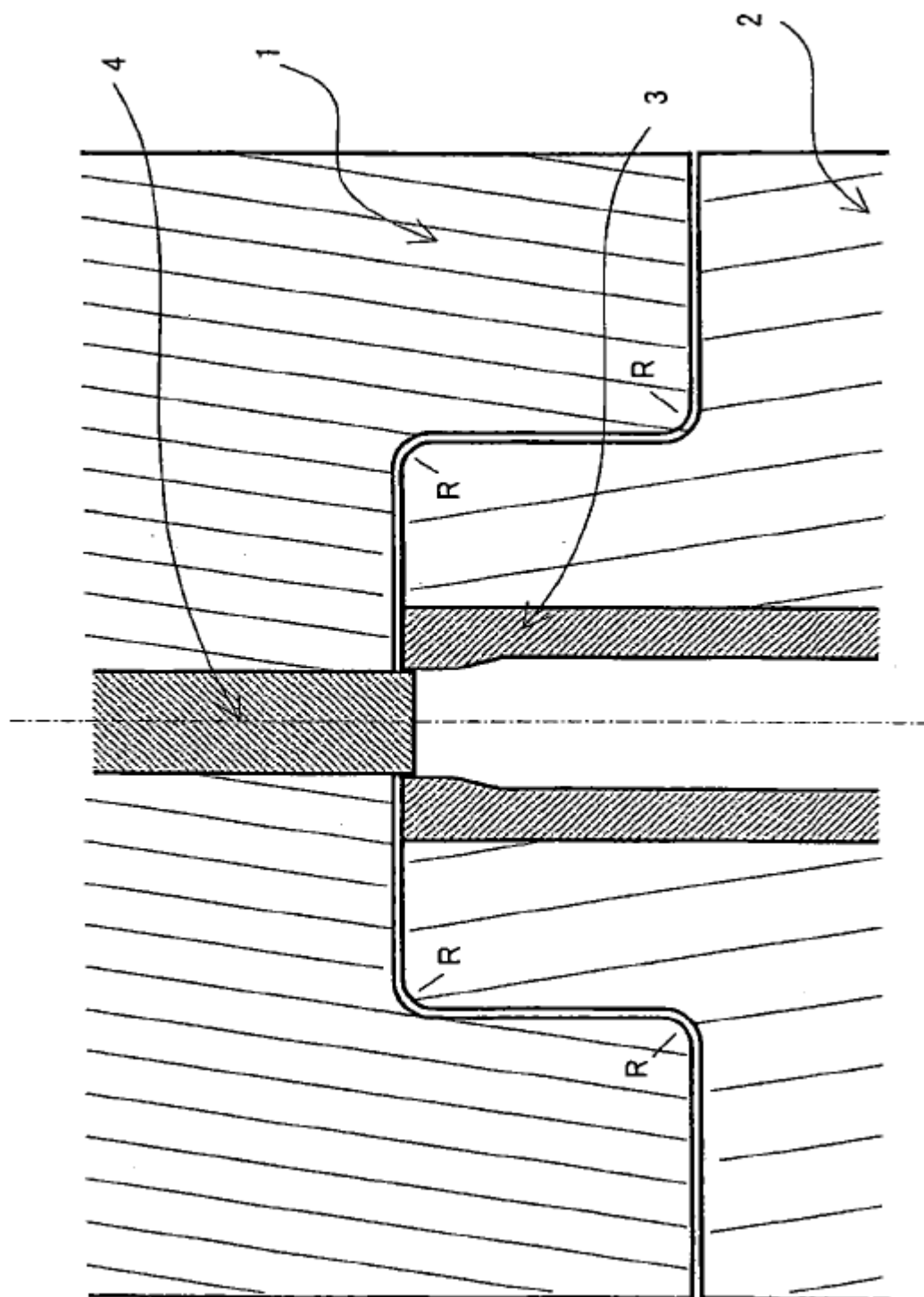


Fig.22

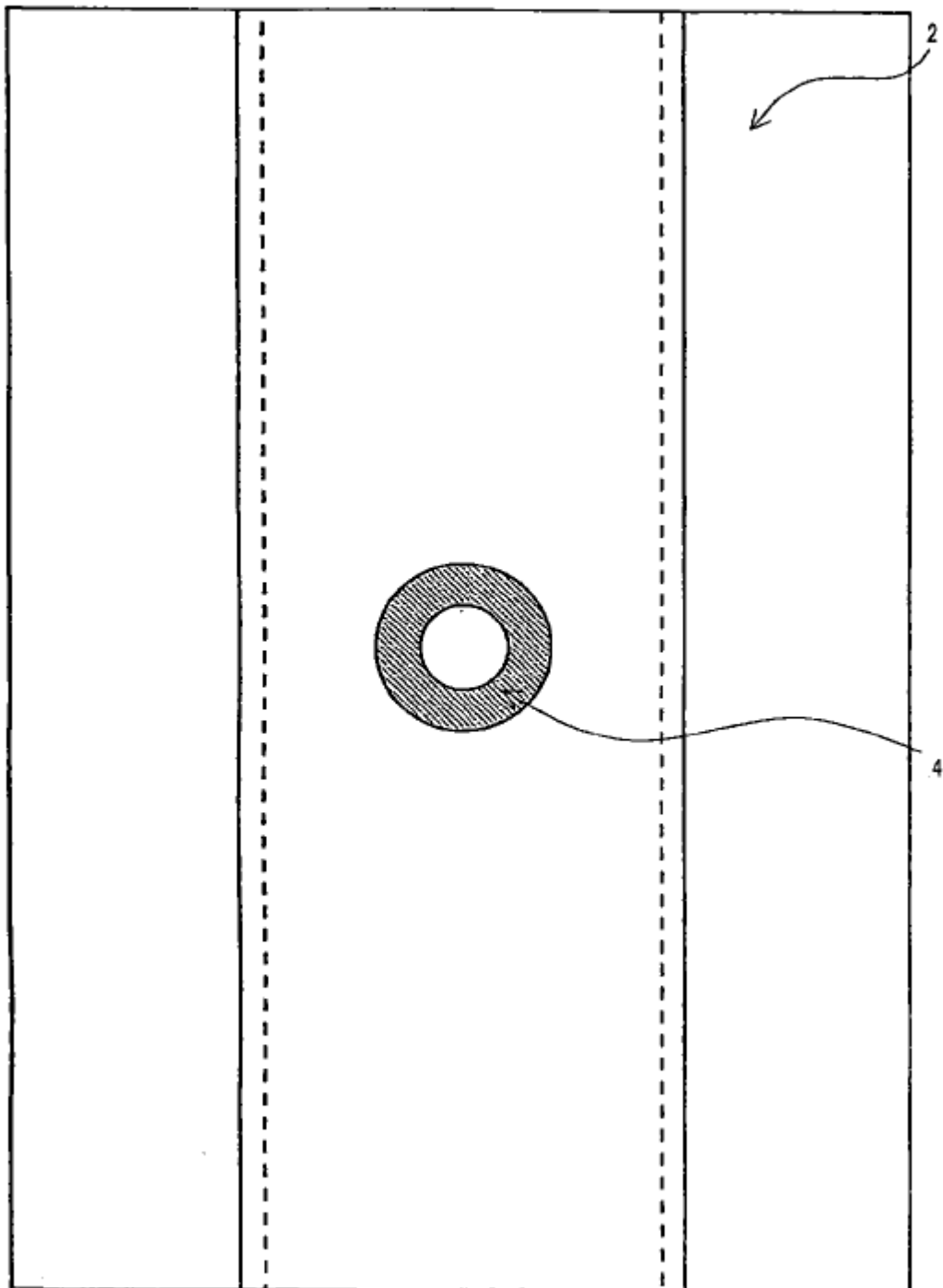


Fig.23

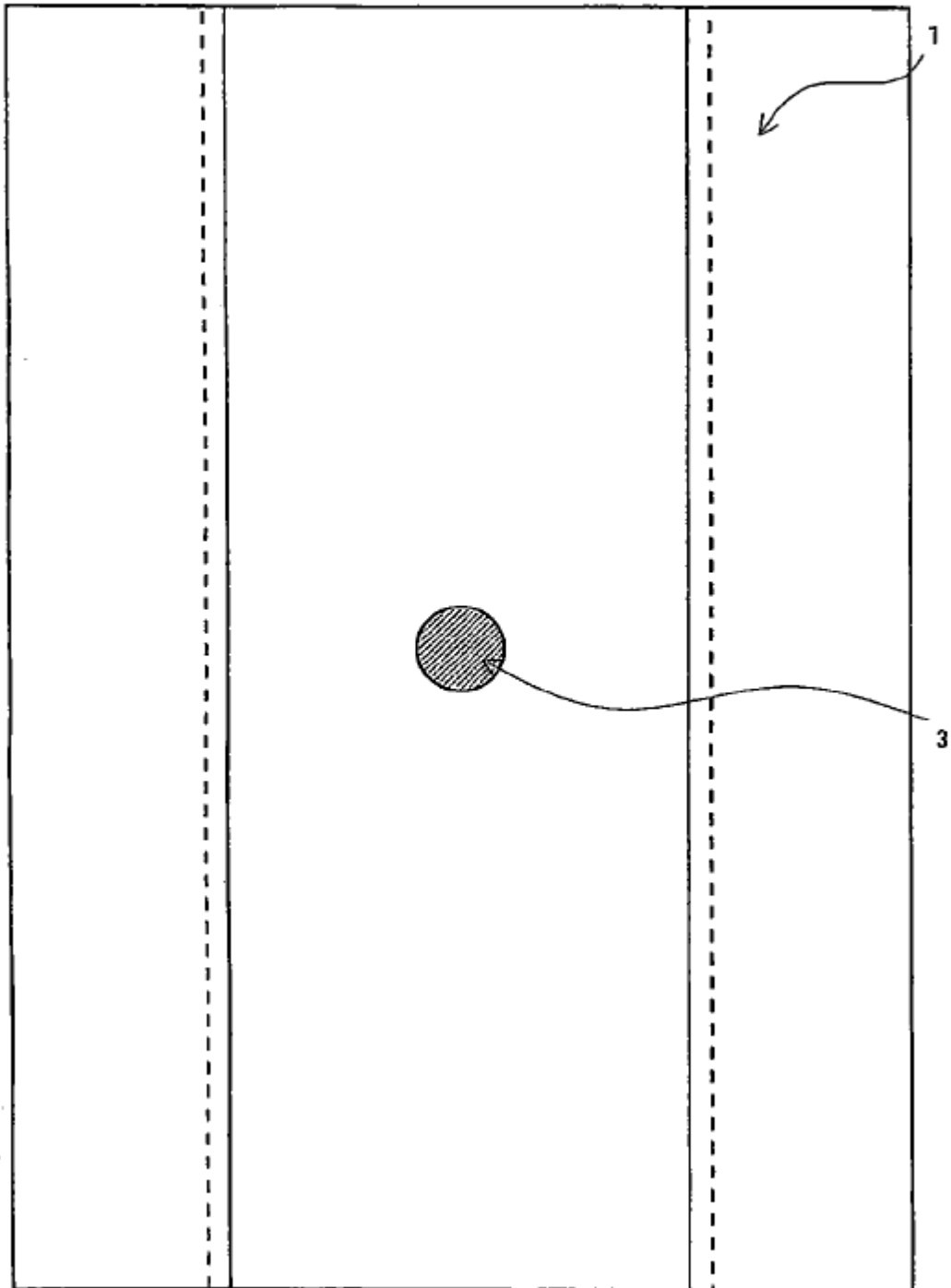


Fig. 24

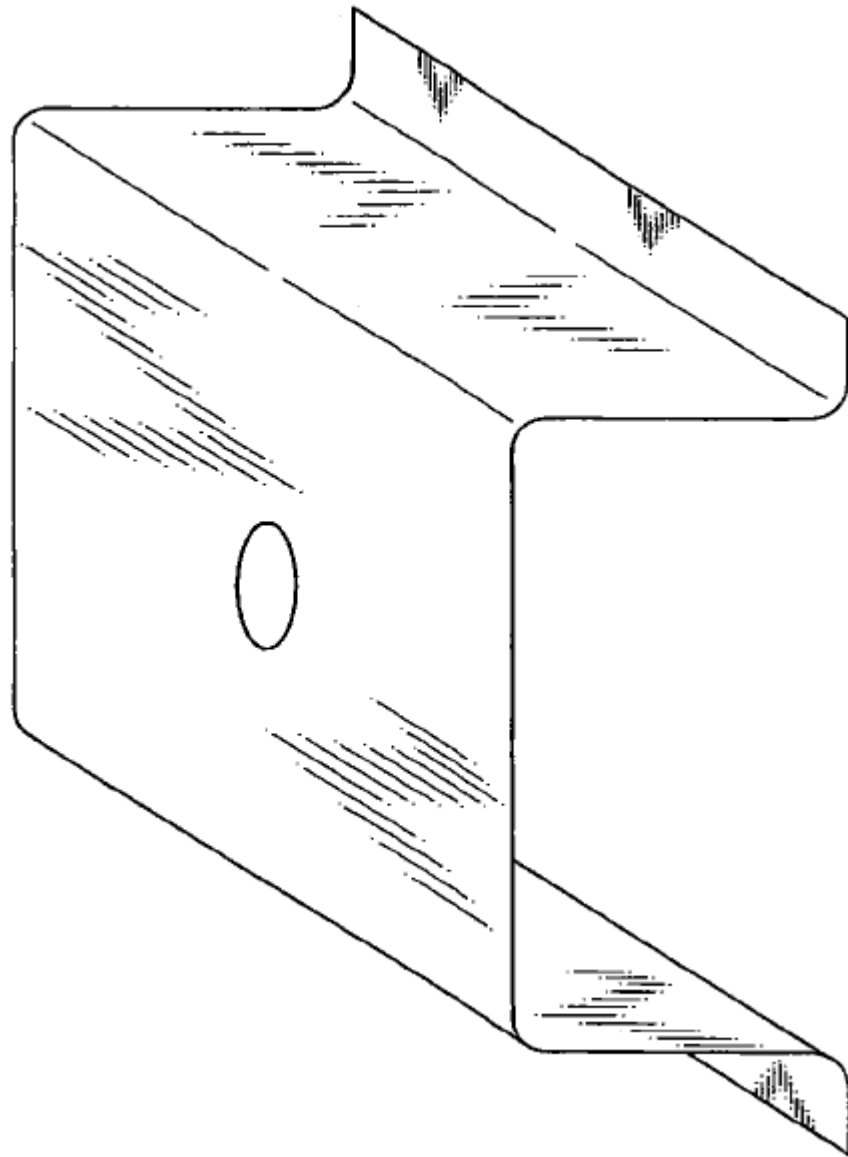


Fig.25

