(19) OFICINA ESPAÑOLA DE PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA

(11) Número de publicación: **2 987 598**

(51) Int. Cl.:

C22C 38/00	(2006.01)	***F16K 27/00***	(2006.01)
C22C 38/58	(2006.01)		
C22C 38/60	(2006.01)		
B23K 9/23	(2006.01)		
B23K 35/30	(2006.01)		
C21D 6/00	(2006.01)		
C22C 38/34	(2006.01)		
C22C 38/42	(2006.01)		
C22C 38/44	(2006.01)		
C22C 38/48	(2006.01)		

(12) TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA T3

(86) Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **20.03.2018 PCT/JP2018/011084**

(87) Fecha y número de publicación internacional: **04.10.2018 WO18180788**

(96) Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **20.03.2018 E 18776105 (1)**

(97) Fecha y número de publicación de la concesión europea: **24.04.2024 EP 3604595**

(54) Título: **Acero inoxidable austenítico de alto contenido de Mn para hidrógeno que tiene excelente soldabilidad, junta soldada que usa el mismo, dispositivo para hidrógeno que usa el mismo y método para producir una junta soldada**

(30) Prioridad:

30.03.2017 JP 2017069239

(45) Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
15.11.2024

(73) Titular/es:

NIPPON STEEL STAINLESS STEEL CORPORATION (100.0%)
8-2, Marunouchi 1-chomeChiyoda-ku
Tokyo 100-0005, JP

(72) Inventor/es:

MATSUMOTO, KAZUHISA;
HATANO, MASAHARU y
NAKAMURA, JUN

(74) Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

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

DESCRIPCIÓN

Acero inoxidable austenítico de alto contenido de Mn para hidrógeno que tiene excelente soldabilidad, junta soldada que usa el mismo, dispositivo para hidrógeno que usa el mismo y método para producir una junta soldada

Campo técnico

La presente invención se refiere a un acero inoxidable austenítico que se usa en un ambiente de hidrógeno gaseoso a alta presión e hidrógeno líquido y tiene excelentes características de soldabilidad y resistencia a la fragilización por hidrógeno (resistencia a la fragilización por hidrógeno), a una junta soldada que usa el acero inoxidable austenítico, a un dispositivo para hidrógeno que usa el acero inoxidable austenítico y a un método para producir una junta soldada.

Técnica anterior

En los últimos años, se han desarrollado tecnologías que usan hidrógeno como energía para suprimir la emisión de gases de efecto invernadero (CO_2, NO_x, SO_x) desde el punto de vista de la prevención del calentamiento mundial. A partir de estos antecedentes, se ha esperado el desarrollo de materiales metálicos que se van a usar para el almacenamiento y el transporte de hidrógeno.

En Japón, la comercialización de vehículos de pilas de combustible se ha iniciado con la construcción de estaciones de hidrógeno.

Actualmente, el hidrógeno se almacena generalmente como un gas a alta presión. Sin embargo, también se han mostrado estaciones de hidrógeno en las que se almacena una gran cantidad de hidrógeno como hidrógeno líquido, y la presión del hidrógeno líquido puede aumentarse según sea necesario para suministrar el hidrógeno como un hidrógeno gaseoso a alta presión de 70 MPa o más.

Para el crecimiento y desarrollo autónomo de la futura sociedad de energía de hidrógeno con enfoque en vehículos con pilas de combustible, es necesario reducir el coste de los vehículos con pilas de combustible o las estaciones de hidrógeno. Es decir, se requiere que los materiales metálicos que se usan en un entorno de fragilización por hidrógeno tengan una mayor resistencia, ya que la cantidad de acero que se va a usar se reduce debido a la miniaturización y el adelgazamiento de diversos dispositivos. Además, es posible esperar una reducción de costes mediante una reducción en el número de componentes de las juntas tales como tuberías o similares en caso de que se emplee una estructura soldada para cada dispositivo de la estación de hidrógeno. Por otra parte, es posible esperar una reducción adicional de costes en caso de que las tuberías o similares puedan cambiarse de las tuberías sin costura actuales (existentes) a tuberías soldadas con TIG.

El acero inoxidable austenítico SUS316 descrito en los criterios ejemplares es costoso ya que contiene una gran cantidad de Ni y Mo que son metales raros. A su vez, dado que un material en solución no satisface la resistencia a la tracción requerida para tuberías de hidrógeno a alta presión, se usa después de ser trabajado en frío. Sin embargo, las soldaduras (partes soldadas) no pueden someterse a trabajo en frío.

El acero inoxidable divulgado en el Documento de Patente 1 (Publicación Internacional PCT Nº 201 3/005570) es un acero inoxidable para hidrogeno gaseoso a alta presión que logra un alto fortalecimiento por fortalecimiento en solución solida de N. Tiene una resistencia más alta que el acero inoxidable SUS316 mientras asegura buenas características de soldabilidad y resistencia a la fragilización por hidrogeno. Sin embargo, dado que la cantidad de Ni y la cantidad de Cr del acero inoxidable descrito en el Documento de Patente 1 son sustancialmente 10% o más y 20% o más, respectivamente, el acero inoxidable descrito en el Documento de Patente 1 es costoso.

El Documento de Patente 2 (Solicitud de Patente Japonesa No Examinada, Primera Publicación Nº 2009-133001) divulga un acero inoxidable cuyas características de resistencia a la fragilización por hidrógeno se mejoran utilizando carbonitruros de Ti y Nb que tienen un tamaño de 1 µm o más. El acero inoxidable descrito en el Documento de Patente 2 es excelente en eficiencia económica ya que se omite la adición de Mo en comparación con el acero inoxidable SUS316. Sin embargo, la resistencia a la tracción del mismo está al mismo nivel que el acero inoxidable SUS316.

El Documento de Patente 3 (Solicitud de Patente Japonesa No Examinada, Primera Publicación Nº 2014-047409) divulga un acero inoxidable para hidrógeno que utiliza el fortalecimiento por precipitación mediante un compuesto intermetálico de fase η. Sin embargo, se requiere un tratamiento térmico adicional para precipitar el compuesto intermetálico de fase η, y es difícil aplicar este acero a una estructura soldada. Además, dado que se requiere añadir 20% o más de Ni en el acero inoxidable descrito en el Documento de Patente 3, el coste de la aleación es grande.

El Documento de Patente 4 (Solicitud de Patente Japonesa No Examinada, Primera Publicación Nº 2015-171729) divulga una junta soldada de un acero inoxidable austenítico. En la tecnología descrita en el Documento de Patente 4, se realizan un ajuste de componentes y una restricción de entrada de calor durante la soldadura para controlar el estado de existencia de una fase de ferrita δ en una soldadura y para aumentar las características de resistencia a la fragilización por hidrógeno. Sin embargo, este hallazgo se basa en la suposición de una soldadura con un material de soldadura, y no en la suposición de una soldadura sin relleno sin material de soldadura. El Documento de Patente 5 (documento JP2016199776 A) divulga un acero inoxidable austenítico capaz de proporcionar una excelente

procesabilidad de soldadura.

Por consiguiente, en caso de que se suelde y se use una chapa de acero para hidrógeno, se necesita soldabilidad sin relleno como nuevo objeto (problema a resolver).

Documentos de la técnica anterior

Documentos de patente

Documento de Patente 1: Publicación Internacional PCT Nº 2013/005570

Documento de Patente 2: Solicitud de Patente Japonesa No Examinada, Primera Publicación Nº 2009-133001

Documento de Patente 3: Solicitud de Patente Japonesa No Examinada, Primera Publicación Nº 2014-047409

Documento de Patente 4: Solicitud de Patente Japonesa No Examinada, Primera Publicación Nº 2015-171729

Documento de Patente 5: JP2016199776 A

Divulgación de la invención

Problemas a resolver por la invención

La presente invención tiene como objetivo proporcionar un acero inoxidable austenítico para hidrógeno que tenga excelente soldabilidad junto con soldabilidad sin relleno como una nueva materia, resistencia al hidrógeno y eficiencia económica, una junta soldada que use el acero inoxidable austenítico, un dispositivo para hidrógeno que use el acero inoxidable austenítico y un método para producir una junta soldada.

Soluciones para resolver los problemas

La invención se ha completado basándose en los hallazgos anteriores, y se divulga en las reivindicaciones adjuntas.

Efectos de la invención

Según un aspecto de la invención, es posible proporcionar un acero inoxidable austenítico de alto contenido de Mn para hidrógeno que tenga excelente soldabilidad sin relleno junto con resistencia al hidrógeno y eficiencia económica. Además, es posible proporcionar una junta soldada y un dispositivo para hidrógeno que tengan excelente resistencia al hidrógeno usando el acero inoxidable austenítico.

El dispositivo para hidrógeno es aplicable a cuerpos de tanque, revestimientos, tuberías, válvulas, chapas de acero, intercambiadores de calor, o similares, y contribuye a una mejora de la resistencia al hidrógeno de los mismos.

Realizaciones para llevar a cabo la invención

Posteriormente en el presente documento, la invención se describirá en detalle.

Con el fin de resolver los problemas descritos anteriormente, los inventores han efectuado repetidamente experimentos y estudios sobre las influencias de diversos elementos de aleación sobre las características de soldabilidad y resistencia a la fragilización por hidrógeno de un acero inoxidable austenítico, y han completado la invención. Los hallazgos obtenidos en esta realización se describirán a continuación.

(a) El S, el P, el O, el Sn, el Zn y el Pb contenidos en un acero inoxidable austenítico aumentan la profundidad de penetración del acero durante la soldadura. Es decir, estos tienen un efecto de mejora de la soldabilidad.

El Ca, el Al y el Si contenidos en un acero inoxidable austenítico son elementos esenciales para la desoxidación del acero, pero estos reducen la profundidad de penetración del acero durante la soldadura. En caso de que la profundidad de penetración del acero sea excesivamente grande, el acero se funde y gotea. En caso de que la profundidad de penetración del acero sea insuficiente, se genera un espacio entre los materiales de base que se van a soldar, y la junta soldada tiene una resistencia insuficiente.

Por consiguiente, un acero inoxidable austenítico de alto contenido de Mn (acero inoxidable austenítico que contiene una gran cantidad de Mn) para hidrógeno según esta realización tiene una composición básica que contiene, en % en masa, C: 0,3% o menos, Si: de 0,1% a 1,5%, Mn: de 5,5% a 20%, P: 0,050% o menos, S: 0,005% o menos, Cr: de 10% a 20%, Ni: de 4,0% a 12%, N: 0,40% o menos, Cu: 4,0% o menos, O: 0,02% o menos, y uno o ambos de Ca: 0,01% o menos y Al: 0,3% o menos.

(b) En caso de que se añadan cantidades excesivas de S, P, O, Sn, Zn y Pb a un acero inoxidable austenítico, se produce agrietamiento por solidificación durante la soldadura. Por consiguiente, se ha investigado un intervalo de componentes en el que puede exhibirse excelente soldabilidad y, como resultado, se ha descubierto recientemente que es importante satisfacer la siguiente Fórmula (2) mientras se satisface el intervalo de composición básico descrito

anteriormente en el acero inoxidable austenítico.

$$1,2 \geq 29([S]+[P])+4[O]-18[Ca]-0,4[Al]-0,02[Si]+5([Sn]+[Zn]+[Pb]) \geq 0,18...$$

Fórmula (2)

[S], [P], [O], [Ca], [Al], [Si], [Sn], [Zn] y [Pb] representan cada uno una cantidad (% en masa) de cada elemento, y el valor de un elemento que no está contenido se establece en 0.

(c) Con respecto a la resistencia al hidrógeno de un acero inoxidable austenítico, se ha investigado un intervalo de componentes en el que se puede exhibir la resistencia al hidrógeno con respecto a las influencias de diversos elementos de aleación y, como resultado, se ha descubierto recientemente que es importante satisfacer la siguiente Fórmula (1) mientras se satisface el intervalo de composición básico descrito anteriormente.

$$[Ni]+[Cu])+12,93[C]+1,11[Mn]+0,72\ [Cr]+0,88\ [Mo]-0,27[Si]+7,55[N] \geq 29,3...$$

Fórmula (1)

[Ni], [Cu], [C], [Mn], [Cr], [Mo], [Si] y [N] representan cada uno una cantidad (% en masa) de cada elemento, y el valor de un elemento que no está contenido se establece en 0.

(d) En caso de que un acero se exponga a hidrógeno a alta presión durante un largo tiempo en una estación de hidrógeno o similar, el hidrógeno se introduce en el acero. Dado que el tamaño de grano en una soldadura es mayor que en una porción de material de base, el hidrógeno se introduce fácilmente en los límites del grano. Sin embargo, los inventores han descubierto recientemente que la segregación del hidrógeno puede suprimirse en caso de que el Cu y el Mn se segreguen en los límites del grano en una soldadura por adelantado, y el Cu se segregue fácilmente en los límites del grano, y el Mn tenga una fuerte interacción con el Cu y se segregue con el Cu en los límites del grano. Es decir, dado que el Mn y el Cu se segregan en y rellenan sitios en los que puede introducirse el hidrógeno existente en los límites del grano en la soldadura, puede evitarse la introducción del hidrógeno.

En contraste, la segregación excesiva de los elementos (Mn, Cu) en los límites del grano debilita la resistencia de los límites del grano y promueve fracturas de los límites del grano. Por consiguiente, [Mn]: de 8,0% a 25,0% y [Cu]: de 2,0% a 8,0% están contenidos preferiblemente en % en masa como una composición química en los límites del grano en la soldadura.

El Mn y el Cu contenidos en los límites del grano pueden calcularse observando una superficie de fractura del límite del grano con un analizador tal como un analizador de espectroscopía electrónica de Auger (AES) y especificando el % en masa de Mn y Cu contenidos en la superficie de fractura.

(e) A través de los estudios de los inventores, se ha descubierto que para obtener una composición química en la que el Mn y el Cu descritos anteriormente estén contenidos en cantidades específicas en los límites del grano en la soldadura, es necesario someter la soldadura a un tratamiento térmico. En un acero inoxidable austenítico de alto contenido de Mn, el máximo de segregación del límite del grano (segregación en los límites del grano) de Mn y Cu es 950°C. Segregando Mn y Cu en los límites del grano por adelantado, es posible evitar que el hidrógeno que se ha introducido en el acero quede atrapado en los límites del grano, y suprimir fracturas provocadas por hidrógeno y que se originan desde los límites del grano. Por consiguiente, se realiza preferiblemente un tratamiento térmico a una temperatura de esta realización (de 900°C a 980°C) durante 1 minuto o más. En caso de que el acero se trate térmicamente durante 3 minutos o más, las concentraciones de segregación de los límites del grano de Mn y Cu (concentraciones de segregación de Mn y Cu en los límites del grano) se saturan. Por consiguiente, el límite superior del tiempo de tratamiento térmico se establece preferiblemente en 10 minutos o menos ya que la productividad se reduce en caso de que el tratamiento térmico se realice durante una cantidad de tiempo excesiva.

Por consiguiente, a fin de obtener una junta soldada buscada de esta invención que consiste en un acero inoxidable austenítico de alto contenido de Mn que tiene excelente soldabilidad sin relleno y es excelente en resistencia al hidrógeno y eficiencia económica, un acero inoxidable que satisfaga una composición deseable que se describirá a continuación se somete preferiblemente a un tratamiento térmico a una temperatura de 900°C a 980°C durante de 1 a 10 minutos después de la soldadura.

A continuación en la presente memoria, se describirán en detalle las características de esta invención. El símbolo "%" para expresar la cantidad de cada elemento significa "% en masa". En caso de que el intervalo de la cantidad de cada elemento se exprese usando "a", el límite superior y el límite inferior del mismo se incluyen a menos que se especifique lo contrario. Por consiguiente, la expresión de 0,1% a 1,5% significa que el intervalo es 0,1% o más y 1,5% o menos.

<C: 0,3% o menos>

El C es un elemento eficaz para la estabilización de una fase de austenita, y contribuye a una mejora de las características de resistencia a la fragilización por hidrógeno. Además, el C contribuye a un aumento de la resistencia de un acero mediante el fortalecimiento de la solución sólida. A fin de obtener estos efectos, la cantidad de C es preferiblemente 0,01% o más. En caso de que el C esté contenido en una cantidad excesiva, se promueve la

precipitación de un carburo a base de Cr en los límites del grano durante la soldadura, y se reducen la resistencia a la corrosión y la tenacidad de una soldadura. Por consiguiente, se requiere que el límite superior de la cantidad de C sea 0,3%. El límite superior de la cantidad de C es más preferiblemente 0,2%.

<Si: de 0,1% a 1,5%>

El Si es un elemento eficaz para la estabilización de una fase de austenita, y contribuye a una mejora de las características de resistencia a la fragilización por hidrógeno. Además, el Si tiene un efecto desoxidante en el momento de la fundición. A fin de obtener estos efectos, se requiere que la cantidad de Si sea 0,1% o más. La cantidad de Si es más preferiblemente 0,3% o más. En caso de que el Si esté contenido en una cantidad excesiva, se promueve la formación de un compuesto intermetálico, tal como una fase α o similar, y se reduce la trabajabilidad en caliente y la tenacidad. Durante la soldadura, se reduce la temperatura a la que permanece la fase líquida y, por lo tanto, se promueve la formación de grietas. Por consiguiente, se requiere que el límite superior de la cantidad de Si sea 1,5%. El límite superior de la cantidad de Si es más preferiblemente 1,1%.

<Mn: de 5,5% a 20%>

El Mn es un elemento eficaz para la estabilización de una fase de austenita y contribuye a una mejora de las características de resistencia a la fragilización por hidrógeno. Por otra parte, el Mn aumenta un límite de solubilidad en sólidos del N y, por lo tanto, contribuye indirectamente a un alto fortalecimiento. A fin de obtener estos efectos, se requiere que la cantidad de Mn sea 5,5% o más. La cantidad de Mn es más preferiblemente 7,5% o más. En caso de que el Mn esté contenido en una cantidad excesiva, se promueve la formación de una fase ε que tiene alta sensibilidad a la fragilización por hidrógeno, y se reducen las características de resistencia a la fragilización por hidrógeno. Por consiguiente, se requiere que el límite superior de la cantidad de Mn sea 20%. El límite superior de la cantidad de Mn es más preferiblemente 16%.

<P: 0,050% o menos>

El P es un elemento que aumenta la profundidad de penetración durante la soldadura, y está contenido preferiblemente en una cantidad de 0,010% o más para obtener el efecto descrito anteriormente. En caso de que el P se añada en una cantidad excesiva, se promueve la formación de grietas durante la soldadura. Por consiguiente, se requiere que el límite superior de la cantidad de P sea 0,050%. El límite superior de la cantidad de P es más preferiblemente 0,030%.

<S: 0,005% o menos>

El S es un elemento que aumenta la profundidad de penetración durante la soldadura, y está contenido preferiblemente en una cantidad de 0,0002% o más con el fin de obtener el efecto descrito anteriormente. En caso de que el S se añada en una cantidad excesiva, se promueve la formación de grietas durante la soldadura. Por otra parte, se reduce la trabajabilidad en caliente. Por consiguiente, se requiere que el límite superior de la cantidad de S sea 0,005% o menos, y más preferiblemente 0,004% o menos.

<Cr: de 10% a 20%>

El Cr es un elemento esencial para obtener la resistencia a la corrosión que se requiere para el acero inoxidable. Además, el Cr contribuye al alto fortalecimiento de un acero inoxidable austenítico. A fin de obtener estos efectos, se requiere que la cantidad de Cr sea 10% o más. La cantidad de Cr es más preferiblemente 13% o más. En caso de que el Cr esté contenido en una cantidad excesiva, se promueve la precipitación de un carbonitruro a base de Cr en los límites del grano durante la soldadura, y se reducen la resistencia a la corrosión y la tenacidad de una soldadura. Por consiguiente, se requiere que el límite superior de la cantidad de Cr sea 20% o menos. El límite superior de la cantidad de Cr es más preferiblemente 18% o menos.

<Ni: de 4,0% a 12%>

El Ni es un elemento eficaz para mejorar en gran medida las características de resistencia a la fragilización por hidrógeno de un acero inoxidable austenítico. A fin de obtener suficientemente este efecto, se requiere que la cantidad de Ni sea 4,0% o más. La cantidad de Ni es preferiblemente 5,0% o más. En caso de que el Ni se añada en una cantidad excesiva, se aumenta el coste del material. Por consiguiente, el límite superior de la cantidad de Ni se establece para que sea 12%. El límite superior es más preferiblemente 8,0% o menos.

<N: 0,40% o menos>

El N es un elemento eficaz para la estabilización de una fase de austenita y una mejora de la resistencia a la corrosión. Además, el N contribuye a un aumento de la resistencia mediante el fortalecimiento de la solución sólida. A fin de obtener estos efectos, la cantidad de N es preferiblemente 0,01% o más. La cantidad de N es preferiblemente 0,03% o más. En caso de que el N esté contenido en una cantidad excesiva, se promueve la formación excesiva de un nitruro a base de Cr, y se reducen las características de resistencia a la fragilización por hidrógeno, resistencia a la corrosión y tenacidad de la fase de austenita. Por consiguiente, se requiere que el límite superior de la cantidad de N sea 0,40%. La cantidad de N es más preferiblemente 0,30% o menos.

<Cu: 4,0% o menos>

El Cu es un elemento eficaz para la estabilización de una fase de austenita. A fin de mejorar las características de resistencia a la fragilización por hidrógeno mediante la estabilización de la fase de austenita, la cantidad de Cu es preferiblemente 0,2% o más. En caso de que se añada Cu en una cantidad excesiva, se reduce la resistencia y también se deteriora la trabajabilidad en caliente. Por consiguiente, se requiere que el límite superior de la cantidad de Cu sea 4,0%. La cantidad de Cu es más preferiblemente 3,0% o menos.

<O: 0,02% o menos>

El O es un elemento que aumenta la profundidad de penetración de un acero durante la soldadura. Por consiguiente, se requiere que el O esté contenido en una cantidad de 0,0010% o más. La cantidad de O es preferiblemente 0,0015% o más. Dado que el O forma un óxido en el acero, reduce la trabajabilidad en caliente y la tenacidad de una fase de austenita. Por consiguiente, se requiere que el límite superior de la cantidad de O (oxígeno) esté limitado a 0,02% o menos. La cantidad de O es preferiblemente 0,010% o menos.

<Ca: 0,01% o menos>

El Ca es un elemento eficaz para la desoxidación y una mejora de la trabajabilidad en caliente. Por consiguiente, el límite inferior de la cantidad es preferiblemente 0,0001% o más. En caso de que se añada Ca en una cantidad excesiva, se reduce la profundidad de penetración de un acero durante la soldadura, y el coste de producción aumenta en gran medida. Por consiguiente, se requiere que el límite superior de la cantidad de Ca sea 0,01% o menos. El límite superior es más preferiblemente 0,008% o menos.

<Al: 0,3% o menos>

El Al es un elemento eficaz para la desoxidación y una mejora de la trabajabilidad en caliente. Por consiguiente, el límite inferior de la cantidad es preferiblemente 0,001% o más. En caso de que se añada Al en una cantidad excesiva, se reduce la profundidad de penetración de un acero durante la soldadura, y el coste de producción aumenta en gran medida. Por consiguiente, se requiere que el límite superior de la cantidad de Al sea 0,3% o menos. El límite superior es más preferiblemente 0,2% o menos.

Uno o ambos de Ca y Al están contenidos preferiblemente de manera que las cantidades de los mismos estén dentro de los intervalos descritos anteriormente.

$$<[Ni]+[Cu])+12,93[C]+1,11[Mn]+0,72\ [Cr]+0,88\ [Mo]-0,27[Si]+7,55[N]\geq 29,3\ldots$$

Fórmula (1)

La Fórmula (1) es una expresión matemática del grado de contribución de diversos elementos con respecto a las características de resistencia a la fragilización por hidrógeno en un acero inoxidable austenítico de alto contenido de Mn. En caso de que el valor de la Fórmula (1) sea 29,3 o más, se exhibe buena resistencia al hidrógeno. El límite inferior del mismo es más preferiblemente 30,0. En la Fórmula (1), los símbolos entre corchetes representan cada uno un valor numérico de una cantidad (% en masa) de cada elemento, y el valor de un elemento que no está contenido se establece en 0.

Los siguientes elementos pueden estar contenidos opcionalmente según sea necesario.

<Mo: 2,0% o menos>

El Mo es un elemento que contribuye a un aumento de la resistencia y a una mejora de la resistencia a la corrosión de un acero inoxidable austenítico. Sin embargo, la adición de Mo conduce a un aumento del coste de la aleación. Por otro lado, el Mo promueve la formación de una fase de ferrita δ, y esto conduce a una reducción de las características de resistencia a la fragilización por hidrógeno. Por consiguiente, se puede añadir Mo según sea necesario y, en ese caso, la cantidad de Mo es 2,0% o menos. El Mo es un elemento que se mezcla inevitablemente a partir de la materia prima de chatarra. En caso de que la cantidad de Mo se reduzca excesivamente, la materia prima de fusión se restringe, y esto conduce a un aumento del coste de producción. Por consiguiente, en caso de que no se añada intencionadamente Mo, el límite inferior de la cantidad de Mo es 0% y el límite superior de la cantidad de Mo es preferiblemente 0,05%.

$$<1,2\geq 29([S]+[P])+4[O]-18[Ca]-0,4[Al]-0,02[Si]+5([Sn]+[Zn]+[Pb])\geq 0,18\ldots$$

Fórmula (2)

Uno o más seleccionados del grupo que consiste en Sn, Zn y Pb están contenidos de manera que las cantidades de los mismos satisfagan la Fórmula (2).

La Fórmula (2) es una expresión matemática del grado de contribución de diversos elementos con respecto a la soldabilidad. El Sn, el Zn y el Pb se evaporan todos desde la parte fundida durante la soldadura y aumentan la densidad

de corriente del arco; y, de ese modo, aumenta la profundidad de penetración del acero. Por consiguiente, es preferible que el Sn esté contenido en una cantidad de 0,001% o más, que el Pb esté contenido en una cantidad de 0,0001% o más y que el Zn esté contenido en una cantidad de 0,0003% o más. En la Fórmula (2), los símbolos entre corchetes representan cada uno un valor numérico de una cantidad (% en masa) de cada elemento, y el valor de un elemento que no está contenido se establece en 0.

En caso de que estos elementos se añadan en cantidades excesivas, se debilita la resistencia de los límites del grano de la soldadura, y se promueven fracturas de los límites del grano cuando está contenido hidrógeno. Por consiguiente, es preferible que el límite superior de la cantidad de Sn sea 0,01% o menos, que el límite superior de la cantidad de Pb sea 0,001% o menos y que el límite superior de la cantidad de Zn sea 0,002% o menos.

Por consiguiente, el acero inoxidable austenítico de alto contenido de Mn según esta realización contiene uno o más seleccionados de Sn, Pb y Zn, y es preferible que la cantidad de Sn esté en un intervalo de 0,001% a 0,01%, la cantidad de Pb esté en un intervalo de 0,0001% a 0,001% y la cantidad de Zn esté en un intervalo de 0,0003% a 0,002%.

En caso de que la Fórmula (2) sea 0,18 o más y 1,2 o menos, la profundidad de penetración del acero durante la soldadura es suficiente, y se confirma un cordón de soldadura en el lado posterior del acero. En caso de que el valor de la Fórmula (2) exceda 1,2, es decir, el límite superior mostrado en la fórmula descrita anteriormente, la penetración durante la soldadura es excesiva, y el acero puede fundirse y gotear. En caso de que el valor de la Fórmula (2) sea menor de 0,18, es decir, el límite inferior mostrado en la fórmula descrita anteriormente, la penetración durante la soldadura es insuficiente, y no se confirma ningún cordón de soldadura en el lado posterior del acero.

<Ti, Nb, V y W: 1,0% o menos>

El Ti, el Nb, el V y el W son elementos que se solubilizan en sólido o precipitan como carbonitruros en un acero, y son eficaces para aumentar la resistencia. Uno o más elementos seleccionados de estos pueden estar contenidos opcionalmente. En caso de que la cantidad de cada uno de Ti, Nb, V y W sea mayor que 1,0%, el carbonitruro generado del mismo reduce la productividad durante el trabajo en caliente. Por consiguiente, en caso de que estén contenidos Ti, Nb, V y W, es necesario establecer el límite superior de la cantidad de cada uno de Ti, Nb, V y W para que sea de 1,0% o menos. El límite superior de la cantidad de cada uno de Ti, Nb, V y W es preferiblemente 0,5% o menos.

<Co: 1,0% o menos>

El Co es un elemento eficaz para una mejora de la resistencia a la corrosión, y puede estar contenido opcionalmente con el fin de obtener este efecto. El Co está contenido preferiblemente en una cantidad de 0,04% o más. En caso de que el Co esté contenido en una cantidad excesiva, se promueve la formación de una fase de martensita inducida por alargamiento y se reducen las características de resistencia a la fragilización por hidrógeno. Por consiguiente, se requiere que el límite superior de la cantidad de Co sea 1,0% o menos. El límite superior de la cantidad de Co es preferiblemente 0,8% o menos.

<Sb: 0,01% o menos>

El Sb es un elemento eficaz para una mejora de la resistencia a la oxidación, y puede estar contenido opcionalmente. Para obtener este efecto, el Sb está contenido preferiblemente en una cantidad de 0,0005% o más. En caso de que el Sb esté contenido en una cantidad excesiva, se reduce la trabajabilidad en caliente. Por consiguiente, se requiere que el límite superior de la cantidad de Sb sea 0,01% o menos. El límite superior de la cantidad de Sb es preferiblemente 0,008% o menos.

A continuación, se describirá un método para producir una junta soldada que consiste en un acero inoxidable austenítico de alto contenido de Mn que tiene la composición descrita anteriormente.

En la producción de una junta soldada, el método de soldadura no está particularmente limitado, y es preferible la soldadura sin relleno tal como soldadura con gas inerte de volframio (TIG) o soldadura láser. El máximo de segregación de límite del grano de Mn y Cu es 950°C en los límites del grano en una soldadura del acero inoxidable austenítico de alto contenido de Mn. Segregando Mn y Cu en los límites del grano por adelantado, es posible evitar que el hidrógeno que se ha introducido en el acero quede atrapado en los límites del grano, y suprimir fracturas provocadas por hidrógeno y que se originan en los límites del grano.

Por consiguiente, se realiza un tratamiento térmico a una temperatura de esta invención (de 900°C a 980°C) durante 1 minuto o más después de la soldadura. En caso de que el acero se trate térmicamente durante 3 minutos o más, las concentraciones de segregación en los límites del grano de Mn y Cu se saturan. Por consiguiente, el límite superior del tiempo de tratamiento térmico se establece en 10 minutos o menos ya que la productividad se reduce en caso de que el tratamiento térmico se realice durante una cantidad de tiempo excesiva.

La temperatura de tratamiento térmico se selecciona dentro de un intervalo de 900°C a 980°C. El tiempo de tratamiento térmico se establece para que esté en un intervalo de 1 a 10 minutos, mientras que la temperatura se selecciona para que esté dentro del intervalo de 900°C a 980°C.

En caso de que la temperatura de tratamiento térmico sea inferior a 900°C, se requiere que el tiempo de tratamiento térmico sea superior a 10 minutos, y la concentración de segregación del límite del grano se vuelve demasiado baja. En caso de que la temperatura de tratamiento térmico sea superior a 980°C, el Mn y el Cu no se segregan suficientemente en los límites del grano en la soldadura.

[Mn]: de 8,0% a 25,0% y [Cu]: de 2,0% a 8,0% están contenidos preferiblemente en % en masa como una composición química en los límites del grano en la soldadura. Es decir, la cantidad de Mn es preferiblemente de 8,0% a 25,0%, y la cantidad de Cu es preferiblemente de 2,0% a 8,0% en la composición química de los límites del grano en la soldadura. En caso de que se realice el tratamiento térmico descrito anteriormente, las cantidades de Mn y Cu en los límites del grano en la soldadura pueden ajustarse adecuadamente dentro de los intervalos descritos anteriormente, respectivamente.

En caso de que el Mn y el Cu se segreguen en los límites del grano dentro de los intervalos descritos anteriormente, respectivamente, el hidrógeno apenas es atrapado incluso en caso de que el hidrógeno se introduzca en los límites del grano desde el entorno como se describió anteriormente, y por tanto es posible suprimir fracturas provocadas por hidrógeno y que se originan desde los límites del grano.

Se puede proporcionar una resistencia al hidrógeno particularmente buena en caso de que la cantidad de Mn se establezca en un intervalo de 10,0% a 25,0% en el intervalo descrito anteriormente, y la cantidad de Cu se establece en un intervalo de 3,0% a 8,0% en el intervalo descrito anteriormente.

Según el acero inoxidable austenítico de alto contenido de Mn descrito anteriormente, puesto que los elementos básicos tales como C, Si, Mn, P, S, Cr, Ni, Mo, N y Cu están contenidos dentro de los intervalos especificados, respectivamente, y las cantidades de Ni y Cr caros son menores que las de una aleación convencional, el acero inoxidable austenítico de alto contenido de Mn es excelente en cuanto a eficiencia económica.

Además, el Ni, el Cu, el C, el Mn, el Cr, el Mo, el Si y el N están contenidos con un equilibrio tal que las cantidades de los mismos satisfagan la Fórmula (1). Por consiguiente, se proporciona una composición en la que puede exhibirse resistencia al hidrógeno y, por tanto, es posible conseguir un acero inoxidable que tenga excelente resistencia al hidrógeno.

Además, el S, el P, el O, el Ca, el Al, el Si, el Sn, el Zn y el Pb están contenidos con un equilibrio tal que las cantidades de los mismos satisfagan la Fórmula (2). Por consiguiente, es posible evitar el agrietamiento por solidificación durante la soldadura y, por tanto, se puede asegurar una excelente soldabilidad con una profundidad de penetración apropiada del acero durante la soldadura, y se puede obtener una excelente resistencia a la soldadura. Por consiguiente, es posible proporcionar un acero inoxidable austenítico y una junta soldada que tengan los efectos descritos anteriormente.

Además, si es posible proporcionar una composición en la que el Cu y el Mn se segreguen en cantidades apropiadas en los límites del grano en la soldadura, entonces en caso de que el acero inoxidable austenítico se use para dispositivos para hidrógeno (dispositivos de hidrógeno) tales como cuerpos de tanques de hidrógeno líquido para estaciones de hidrógeno o similares, revestimientos, tuberías, válvulas, chapas de acero, intercambiadores de calor o similares, se reduce la probabilidad de que el hidrógeno quede atrapado en los límites del grano incluso cuando el hidrógeno se introduce en los límites del grano en la soldadura, y por tanto se mejoran las características de resistencia a la fragilización por hidrógeno.

Por consiguiente, en caso de que el acero inoxidable austenítico se use para dispositivos para hidrógeno tales como cuerpos de tanques de hidrógeno líquido para estaciones de hidrógeno o similares, revestimientos, tuberías, válvulas, chapas de acero, intercambiadores de calor, o similares, es posible proporcionar un dispositivo para hidrógeno en el que apenas se generen grietas inducidas por hidrógeno.

Ejemplos

A continuación en el presente documento, la invención se describirá con más detalle basándose en ejemplos.

Los materiales de prueba de acero inoxidable que tienen los componentes químicos mostrados en las Tablas 1 a 4 se fundieron en un laboratorio para producir aceros colados que tenían un espesor de 50 mm. A continuación, los aceros colados se calentaron a 1.200°C y se laminaron en caliente para producir planchas laminadas en caliente que tenían un espesor de 6 mm. Las planchas laminadas en caliente se trataron térmicamente a 1.180°C, y a continuación se laminaron en frío de manera que el espesor de las mismas fuera de 2 mm. Las planchas se trataron térmicamente adicionalmente a 1.050°C durante 30 s (segundos), y a continuación se enfriaron al aire para obtener planchas recocidas laminadas en frío.

Tabla 1

(% en masa)										
Tipo de acero	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N	Cu
1	0,060	0,51	9,58	0,030	0,0003	15,18	6,03	0,21	0,157	2,61
2	0,064	0,50	9,29	0,015	0,0005	15,21	6,35	0,00	0,179	2,21
3	0,045	0,72	13,51	0,023	0,0007	14,50	10,70	0,00	0,165	1,97
4	0,061	0,49	9,24	0,029	0,0042	15,37	6,07	0,19	0,194	2,55
5	0,110	0,24	10,00	0,023	0,0012	13,40	7,22	0,38	0,163	0,00
6	0,070	1,00	9,90	0,021	0,0033	18,80	6,91	0,09	0,039	2,27
7	0,062	0,64	7,80	0,025	0,0008	15,11	6,66	1,50	0,128	0,50
8	0,034	0,55	8,30	0,035	0,0029	14,61	7,91	0,00	0,198	0,00
9	0,049	0,46	9,55	0,028	0,0004	16,18	4,32	1,27	0,044	2,87
10	0,063	0,16	8,99	0,025	0,0035	13,29	5,63	0,05	0,331	1,28
11	0,055	0,19	9,23	0,022	0,0018	15,15	6,10	0,00	0,172	3,15
12	0,059	0,15	9,04	0,005	0,0002	16,50	6,22	1,23	0,189	1,24
13	0,092	0,41	11,70	0,020	0,0007	17,67	6,57	0,06	0,301	0,12
14	0,049	0,53	9,12	0,029	0,0009	16,19	6,49	0,21	0,242	2,50
15	0,065	0,30	10,23	0,024	0,0003	17,10	6,71	0,11	0,292	0,20
16	0,031	0,68	9,69	0,034	0,0012	15,92	7,48	0,45	0,189	1,36
17	0,060	0,49	9,90	0,018	0,0017	14,91	5,92	0,08	0,069	0,89
18	0,060	0,51	9,02	0,031	0,0003	15,18	7,10	0,12	0,192	1,00

Tabla 2

(% en masa)									
Tipo de acero	O	Ca	Al	Sn	Zn	Pb	Otros	Fórmula (1)	Fórmula (2)
1	0,0018	0,0039	0,035	0,008	0,0005	0,0001		32,2	0,83
2	0,0029	0,0016	0,019	0,002	0,0008	0,0001		31,9	0,43
3	0,0015	0,0005	0,001	0,000	0,0000	0,0000		39,7	0,67
4	0,0054	0,0001	0,005	0,001	0,0012	0,0002		32,2	0,98
5	0,0034	0,0045	0,012	0,010	0,0000	0,0000		30,9	0,67
6	0,0030	0,0056	0,045	0,000	0,0160	0,0000		34,7	0,66
7	0,0058	0,0003	0,004	0,020	0,0000	0,0004		29,6	0,85
8	0,0019	0,0040	0,036	0,005	0,0009	0,0000		29,4	1,04
9	0,0022	0,0024	0,065	0,000	0,0000	0,0080		31,4	0,79
10	0,0085	0,0033	0,026	0,000	0,0025	0,0045		29,8	0,82
11	0,0035	0,0027	0,016	0,000	0,0000	0,0005		32,4	0,65
12	0,0011	0,0001	0,001	0,000	0,0000	0,0000		32,6	0,15
13	0,0014	0,0027	0,026	0,002	0,0002	0,0001	V: 0,11, W: 0,02	35,8	0,55
14	0,0018	0,0031	0,029	0,008	0,0015	0,0002	Ti: 0,14	33,3	0,84
15	0,0031	0,0004	0,023	0,008	0,0000	0,0009	Nb: 0,25	33,6	0,74
16	0,0023	0,0048	0,031	0,001	0,0005	0,0004	Ti: 0,59, W: 0,62	33,1	0,93

(% en masa)									
Tipo de acero	O	Ca	Al	Sn	Zn	Pb	Otros	Fórmula (1)	Fórmula (2)
17	0,0018	0,0039	0,035	0,008	0,0005	0,0005	Co: 0,58	29,8	0,53
18	0,0018	0,0039	0,023	0,000	0,0000	0,0000	Sb: 0,006	31,2	0,83

Tabla 3

(% en masa)										
Tipo de acero	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N	Cu
19	0,059	0,51	21,73	0,027	0,0003	15,18	6,13	0,19	0,159	2,51
20	0,019	0,79	7,66	0,031	0,0015	13,90	5,75	0,26	0,058	0,27
21	0,046	0,87	8,20	0,038	0,0008	22,35	5,12	0,01	0,208	2,33
22	0,057	0,45	9,43	0,039	0,0039	15,18	7,55	1,90	0,180	1,81
23	0,065	0,23	8,89	0,025	0,0009	16,78	3,52	0,01	0,165	2,59
24	0,050	1,25	9,02	0,012	0,0002	15,23	6,21	1,25	0,189	1,95
25	0,049	0,62	10,10	0,025	0,0014	14,45	6,72	0,01	0,441	2,18
26	0,054	1,25	9,56	0,055	0,0003	16,11	6,29	1,32	0,056	2,20
27	0,061	0,55	9,12	0,031	0,0015	15,67	6,28	0,01	0,178	2,16

Tabla 4

(% en masa)									
Tipo de acero	O	Ca	Al	Sn	Zn	Pb	Otros	Fórmula (1)	Fórmula (2)
19	0,0018	0,0040	0,031	0,008	0,0000	0,0002		45,7	0,75
20	0,0036	0,0045	0,042	0,002	0,0007	0,0000		25,2	0,86
21	0,0032	0,0018	0,017	0,004	0,0015	0,0000		34,6	1,11
22	0,0089	0,0055	0,004	0,009	0,0000	0,0018	Ti: 0,12	34,4	1,22
23	0,0028	0,0005	0,021	0,009	0,0015	0,0000		30,1	0,79
24	0,0015	0,0080	0,190	0,000	0,0000	0,0003		32,0	0,12
25	0,0056	0,0011	0,002	0,011	0,0000	0,0005	Co: 0,25	34,3	0,81
26	0,0012	0,0075	0,150	0,000	0,0019	0,0000		32,6	1,40
27	0,0072	0,0150	0,100	0,014	0,0000	0,0007		31,8	0,72

Las planchas recocidas laminadas en frío obtenidas se usaron como materiales de prueba para evaluar la soldabilidad. La entrada de calor de soldadura era 5 kJ/cm, y se produjeron juntas soldadas mediante soldadura de TIG a tope. Se observó visualmente una superficie posterior de la junta soldada, y el material de prueba en el que la anchura del cordón posterior era 1,0 mm o más se evaluó como "A" (excelente). "A" indica que la soldabilidad de la misma era extremadamente buena. El material de prueba en el que la anchura del cordón posterior era 0,5 mm o superior se evaluó como "B" (bueno, adecuado o pase). "B" indica que la soldabilidad de la misma era aceptable (pase). El material de prueba en el que la anchura del cordón posterior era inferior a 0,5 mm o el material de prueba en el que se producía fusión y goteo se evaluó como "C" (deficiente o fallo). "C" indica que la soldabilidad de la misma era rechazable (fallo).

La evaluación de la resistencia al hidrógeno se realizó sobre los materiales de prueba que tenían una soldabilidad aceptable. Se recogió una probeta para tracción de JIS13-B de manera que la soldadura se colocara en el centro de la porción paralela de la probeta. La probeta para tracción se expuso a un entorno de hidrógeno a 95 MPa a 300°C durante 72 horas para permitir que el hidrógeno se introdujera en el acero. Después de completar la prueba de exposición, la probeta se mantuvo congelada hasta justo antes de la prueba de tracción.

Como material comparativo (probeta comparativa), se recogió una probeta para tracción de JIS 13-B del mismo

material de prueba de manera que la soldadura se colocaba en el centro de la porción paralela de la probeta. Este material comparativo no se expuso a hidrógeno.

La prueba de tracción se realizó en las condiciones en las que la temperatura de prueba era -40°C, el entorno de prueba era la atmósfera (aire) y la velocidad de alargamiento era $5x10^{-5}$/s.

Se calculó un valor de "(elongación de rotura (elongación total) de la probeta expuesta a hidrógeno/elongación de rotura (elongación total) de la probeta no expuesta a hidrógeno)x100 (%)". El material de prueba en el que el valor era de 80% o más se evaluó como "B" (bueno, aceptable o pase). "B" indica que las características de resistencia a la fragilización por hidrógeno de la misma eran buenas. El material de prueba en el que el valor era de 90% o más se evaluó como "A" (excelente). "A" indica que las características de resistencia a la fragilización por hidrógeno de la misma eran extremadamente buenas. El material de prueba en el que el valor era menor de 80% se evaluó como "C" (deficiente o fallo). "C" indica que las características de resistencia a la fragilización por hidrógeno del mismo eran rechazables (fallo).

La Tabla 5 muestra los resultados de la prueba de soldabilidad y la prueba de resistencia al hidrógeno conjuntamente. "-" indica que no se realizaba ninguna prueba. Las Tablas 2 y 4 muestran los valores calculados a través de la Fórmula (1) y los valores calculados a través de la Fórmula (2) conjuntamente.

Posteriormente, las juntas soldadas que consistían en los tipos de acero 2, 7 y 8 que tenían soldabilidad aceptable se trataron térmicamente en las condiciones de 950°C y de 10 segundos a 10 minutos, las condiciones de 900°C y 10 minutos o las condiciones de 980°C y 1 minuto. Después del tratamiento térmico, se cortó una pequeña probeta que tenía una longitud de 20 mm y una anchura de 5 mm en la que se introdujo una muesca en V en la parte metálica de la soldadura. Las probetas pequeñas se enfriaron con nitrógeno líquido, y a continuación se golpearon con un martillo en un analizador de espectroscopía electrónica de Auger (AES); y de ese modo, aparecieron límites del grano. Posteriormente, se analizaron la concentración de Mn y la concentración de Cu en los límites del grano mediante el análisis de AES. En este análisis, la concentración de Mn significa el % en masa de Mn, y la concentración de Cu significa el % en masa de Cu con respecto a todos los elementos detectados.

La Tabla 6 muestra los resultados de la medición de la cantidad de Mn y la cantidad de Cu en los límites del grano y los resultados de la prueba de resistencia al hidrógeno en caso de que el tratamiento térmico se realice en las condiciones de 950°C y de 10 segundos a 10 minutos, las condiciones de 900°C y 10 minutos o las condiciones de 980°C y 1 minuto. Las condiciones de la prueba de resistencia al hidrógeno realizada para obtener estos resultados eran las mismas que las de la prueba de resistencia al hidrógeno descrita anteriormente.

Tabla 5

	Tipo de acero	Soldabilidad	Resistencia al hidrógeno	
Ejemplos de la invención	1	A	A	
	2	A	B	
	3	B	A	(Ejemplo de referencia)
	4	A	A	
	5	A	B	
	6	A	A	
	7	A	B	
	8	A	B	
	9	A	B	
	10	A	B	
	11	A	B	
	12	B	A	(Ejemplo de referencia)
	13	B	A	
	14	A	A	
	15	A	A	
	16	A	A	
	17	A	B	

	Tipo de acero	Soldabilidad	Resistencia al hidrógeno	
	18	B	A	(Ejemplo de referencia)
Ejemplos comparativos	19	B	C	
	20	B	C	
	21	B	C	
	22	C	-	
	23	B	C	
	24	C	-	
	25	B	C	
	26	C	-	
	27	B	C	

Los tipos de acero 1 a 18 que tienen cada uno la composición mostrada en las Tablas 1 a 4 son, excepto para los tipos de acero 3, 12 y 18, muestras que satisfacen el intervalo de componentes especificado en esta realización. Las muestras de los tipos de acero 1 a 18 eran buenas o extremadamente buenas tanto en cuanto a la soldabilidad como en cuanto a las características de resistencia a la fragilización por hidrógeno.

Además, en los tipos de acero 1 a 18 mostrados en las Tablas 1 a 4, la cantidad de Cr era 20% o menos, la cantidad de Mo costoso se suprimió para ser 1,5% o menos (2,0% o menos) y la cantidad de Ni costoso se suprimió para ser de aproximadamente 4% a 11% (de 4,0% a 12%). Por consiguiente, los tipos de acero 1 a 18 tenían una eficiencia económica mayor que los aceros inoxidables de la técnica anterior, incluyendo la serie SUS316 que contiene grandes cantidades de Ni, Cr y Mo, y podrían exhibir excelentes soldabilidad y resistencia al hidrógeno.

La cantidad de Mn del acero tipo 19 era mayor que el intervalo deseable de esta realización. Como resultado, se generaron fracturas frágiles inducidas por hidrógeno que se originaban a partir de la fase ε generada durante la prueba de tracción, y las características de resistencia a la fragilización por hidrógeno se rechazaron (fallo).

El valor de la Fórmula (1) "[Ni]+[Cu]+12,93[C]+1,11[Mn]+0,72[Cr]+0,88[Mo]-0,27[Si]+7,55[N]" del acero tipo 20 era menor que el intervalo deseable de esta realización. Como resultado, la morfología estructural de deformación de la fase de austenita era sensible al hidrógeno y, por lo tanto, la ductilidad se reducía debido al hidrógeno, y las características de resistencia a la fragilización por hidrógeno se rechazaron (fallo).

La cantidad de Cr del acero de tipo 21 era mayor que el intervalo deseable de esta realización. Como resultado, se formó una capa agotada en Cr debido a la formación de precipitados a base de Cr durante la soldadura. Se generaron grietas inducidas por hidrógeno que se originaban a partir de la capa deficiente en Cr, y por lo tanto la ductilidad se reducía y se rechazó (fallo).

El valor de la fórmula (2) "29([S]+[P])+4[O]-18[Ca]-0,4[Al]-0,02[Si]+5([Sn]+[Zn]+[Pb])" del acero tipo 22 era mayor que el intervalo de esta realización. Como resultado, la soldadura se fundía y goteaba durante la soldadura, y la soldabilidad se rechazaba (fallo).

La cantidad de Ni del acero tipo 23 era menor que el intervalo deseable de esta realización. Como resultado, la morfología estructural de deformación de la fase de austenita era sensible al hidrógeno y, por lo tanto, la ductilidad se reducía debido al hidrógeno, y las características de resistencia a la fragilización por hidrógeno se rechazaron (fallo).

El valor de la fórmula (2) "29([S]+[P])+4[O]-18[Ca]-0,4[Al]-0,02[Si]+5([Sn]+[Zn]+[Pb])" del acero tipo 24 era menor que el intervalo de esta realización. Como resultado, debido a la insuficiente profundidad de penetración del acero, la anchura del cordón posterior era menor de 1 mm, y la soldabilidad se rechazó (fallo).

La cantidad de N del acero de tipo 25 es mayor que el intervalo deseable de esta realización. Como resultado, debido a la influencia de los aglomerados de N formados en la fase de austenita, la morfología estructural de deformación era sensible al hidrógeno. La ductilidad se reducía debido al hidrógeno, y las características de resistencia a la fragilización por hidrógeno se rechazaron (fallo).

La cantidad de P y el valor de la Fórmula (2) "29([S]+[P])+4[O]-18[Ca]-0,4[Al]-0,02[Si]+5([Sn]+[Zn]+[Pb])" del acero tipo 26 eran mayores que los intervalos deseables de esta realización, respectivamente. Como resultado, la soldadura se fundía y goteaba durante la soldadura, y la soldabilidad se rechazó (fallo).

La cantidad de Ca del acero tipo 27 era mayor que el intervalo deseable de esta realización. Como resultado, el hidrógeno se concentraba localmente en la interfase entre la inclusión a base de Ca formada en la soldadura y la fase

de austenita. En la porción concentrada en hidrógeno, se generaban grietas y, por lo tanto, la ductilidad se reducía. Además, las características de resistencia a la fragilización por hidrógeno se rechazaron (fallo).

En vista de estos resultados, se encuentra que es importante que el acero inoxidable austenítico de alto contenido de Mn contenga, en % en masa, C: 0,3% o menos, Si: 0,1% a 1,5% o menos, Mn: 5,5% a 20% o menos, P: 0,050% o menos, S: 0,005% o menos, Cr: 10% a 20%, Ni: 4,0% a 12%, N: 0,40% o menos, Cu: 4,0% o menos, O: 0,02% o menos, y uno o ambos de Ca: 0,01% o menos y Al: 0,3% o menos y para satisfacer la Fórmula (1).

También se encuentra que es importante que el acero inoxidable austenítico de alto contenido de Mn contenga, además de S, P, O, Ca, Al y Si, uno o más seleccionados del grupo que consiste en Sn, Zn y Pb de manera que las cantidades de los mismos satisfagan la Fórmula (2).

Tabla 6

Tipo de acero	Temperatura de tratamiento térmico °C	Tiempo de tratamiento térmico	Cantidad de Mn en los límites del grano (% en masa)	Cantidad de Cu en los límites del grano (% en masa)	Resistencia al hidrógeno
2	950	10 s	9,67	2,78	B
		1 min	10,80	3,18	A
		3 min	12,80	5,90	A
		5 min	13,50	6,31	A
		10 min	13,60	6,31	A
7	950	10 s	8,11	0,67	B
		1 min	10,24	3,23	A
		3 min	11,81	4,78	A
		5 min	12,04	5,89	A
		10 min	12,04	5,91	A
	900	10 min	10,37	3,45	A
	980	1 min	11,70	4,91	A
8	950	10 s	8,65	0,32	B
		1 min	10,04	3,11	A
		3 min	12,12	4,53	A
		5 min	13,22	5,67	A
		10 min	13,27	5,68	A
	900	10 min	10,11	3,24	A
	980	1 min	13,28	5,70	A

Como se muestra en los resultados de la Tabla 6, en todas las muestras de los tipos de acero 2, 7 y 8, se mostraba una resistencia al hidrógeno más excelente en caso de que el tiempo de tratamiento térmico fuera de 1 minuto a 10 minutos que en caso de que el tiempo de tratamiento térmico fuera de 10 s (segundos).

En cualquier muestra presentada en la Tabla 6, la cantidad de Mn existente en los límites del grano en la soldadura era 8% o más. En las muestras sometidas al tratamiento térmico durante un tiempo de tratamiento térmico de 1 a 10 minutos, la cantidad de Mn presente en los límites del grano en la soldadura era 10% o más, y se encuentra que la resistencia al hidrógeno puede mejorarse segregando una gran cantidad de Mn en los límites del grano. Además, en las muestras sometidas al tratamiento térmico durante un tiempo de tratamiento térmico de 1 a 10 minutos, la cantidad de Cu presente en los límites del grano en la soldadura era 3% o más, y se encuentra que la resistencia al hidrógeno puede mejorarse segregando una gran cantidad de Cu en los límites del grano.

A partir de los resultados descritos anteriormente, se ha encontrado que segregando grandes cantidades de Mn y Cu en los límites del grano en la soldadura, puede suprimirse la segregación de hidrógeno y puede mejorarse la resistencia al hidrógeno de una junta soldada.

Aplicabilidad industrial

Según esta invención, es posible proporcionar un acero inoxidable austenítico con excelentes características de soldabilidad y resistencia a la fragilización por hidrógeno que es aplicable a cuerpos de tanques para hidrógeno gaseoso a alta presión e hidrógeno líquido, revestimientos, tuberías, válvulas, chapas de acero, intercambiadores de calor, o similares, una junta soldada que usa el acero inoxidable austenítico, un método para producir una junta soldada, y un dispositivo para el hidrógeno que usa el acero inoxidable.

Por consiguiente, esta invención puede aplicarse adecuadamente a juntas soldadas y dispositivos que se usan en un entorno de hidrógeno gaseoso a alta presión e hidrógeno líquido y para producir etapas de los mismos.

REIVINDICACIONES

1. Un acero inoxidable austenítico con alto contenido de Mn para hidrógeno que tiene excelente soldabilidad, comprendiendo el acero, en % en masa: C: 0,3% o menos, Si: de 0,1% a 1,5%, Mn: de 5,5% a 20%, P: 0,050% o menos, S: 0,005% o menos, Cr: de 10% a 20%, Ni: de 4,0% a 12%, N: 0,40% o menos, Cu: 4,0% o menos, O: 0,02% o menos, y uno o ambos de Ca: 0,01% o menos y Al: 0,3% o menos, comprendiendo además: uno o más seleccionados del grupo que consiste en Sn, Zn y Pb de manera que las cantidades de los mismos satisfagan la siguiente Fórmula (2), y comprendiendo además opcionalmente, en % en masa: Mo: 2,0% o menos y/o comprendiendo además opcionalmente: uno o más seleccionados de los siguientes grupos:

primer grupo: en % en masa, uno o más de Ti: 1,0% o menos, Nb: 1,0% o menos, V: 1,0% o menos, y W: 1,0% o menos,

segundo grupo: en % en masa, Co: 1,0% o menos, y

tercer grupo: en % en masa, Sb: 0,01% o menos

siendo el resto Fe e impurezas inevitables,

donde se satisface la siguiente fórmula (1):

$$[Ni]+[Cu])+12,93[C]+1,11[Mn]+0,72\ [Cr]+0,88\ [Mo]-0,27[Si]+7,55[N]\geq 29,3\ldots$$

Fórmula (1)

[Si], [Ni], [Cu], [C], [Mn], [Cr], [Mo] y [N] representan cada uno una cantidad (% en masa) de cada elemento, y un valor de un elemento que no está contenido se establece en 0,

$$1,2\geq 29([S]+[P])+4[O]-18[Ca]-0,4[Al]-0,02[Si]+5([Sn]+[Zn]+[Pb])\geq 0,18\ldots$$

Fórmula (2)

[S], [P], [O], [Ca], [Al], [Si], [Sn], [Zn] y [Pb] representan cada uno una cantidad (% en masa) de cada elemento, y un valor de un elemento que no está contenido se establece en 0.

2. El acero inoxidable austenítico de alto contenido de Mn para hidrógeno que tiene excelente soldabilidad según la reivindicación 1, que comprende, en % en masa: Mo: 2,0% o menos.

3. El acero inoxidable austenítico de alto contenido de Mn para hidrógeno que tiene excelente soldabilidad según la reivindicación 1 o 2, que comprende: uno o más seleccionados de los siguientes grupos:

primer grupo: en % en masa, uno o más de Ti: 1,0% o menos, Nb: 1,0% o menos, V: 1,0% o menos, y W: 1,0% o menos,

segundo grupo: en % en masa, Co: 1,0% o menos, y

tercer grupo: en % en masa, Sb: 0,01% o menos.

4. Una junta soldada que consiste en:

el acero inoxidable austenítico según una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3,

donde, en % en masa, [Mn]: de 8,0% a 25,0% y [Cu]: de 2,0% a 8,0% están contenidos como una composición química en los límites del grano en una soldadura, medidos según el método mencionado en la descripción.

5. Un dispositivo para hidrógeno que comprende:

el acero inoxidable austenítico según una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3

donde el dispositivo para hidrógeno se usa en un ambiente de hidrógeno gaseoso a alta presión e hidrógeno líquido.

6. El dispositivo para hidrógeno según la reivindicación 5, que es uno cualquiera del grupo que consiste en un cuerpo de tanque, un revestimiento, una tubería, una válvula, una chapa de acero y un intercambiador de calor.

7. Dispositivo para hidrógeno que comprende:

la junta soldada según la reivindicación 4,

donde el dispositivo para hidrógeno se usa en un ambiente de hidrógeno gaseoso a alta presión e hidrógeno líquido.

8. El dispositivo para hidrógeno según la reivindicación 7, que es uno cualquiera del grupo que consiste en un cuerpo de tanque, un revestimiento, una tubería, una válvula, una chapa de acero y un intercambiador de calor.

9. Un método para producir una junta soldada, comprendiendo el método:

una etapa de soldadura del acero inoxidable austenítico según una cualquiera de las reivindicaciones 1 a 3; y

una etapa de realización de un tratamiento térmico a una temperatura de 900°C a 980°C durante de 1 a 10 minutos,

donde a través del tratamiento térmico, se obtienen en una soldadura los límites del grano en los que, en % en masa, [Mn]: de 8,0% a 25,0% y [Cu]: de 2,0% a 8,0% están contenidos como una composición química.