

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 455 222**

51 Int. Cl.:

C22C 38/04 (2006.01)

C22C 38/06 (2006.01)

C22C 38/24 (2006.01)

C22C 38/26 (2006.01)

C21D 7/02 (2006.01)

C21D 9/50 (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **02.07.2010** **E 10168353 (0)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **08.01.2014** **EP 2402472**

54 Título: **Acero de resistencia superior, conformable en frío y producto plano de acero compuesto de un acero de este tipo**

45 Fecha de publicación y mención en BOPI de la traducción de la patente:
15.04.2014

73 Titular/es:

THYSSENKRUPP STEEL EUROPE AG (100.0%)
Kaiser-Wilhelm-Strasse 100
47166 Duisburg, DE

72 Inventor/es:

BECKER, JENS-ULRIK DR.-ING.;
GÖKLÜ, SINASI DR.-ING.;
HOFMANN, HARALD DR.-ING.;
HÖCKLING, CHRISTIAN;
SCHIRMER, MATTHIAS DIPL.-ING. y
THOMAS, INGO DR.

74 Agente/Representante:

VALLEJO LÓPEZ, Juan Pedro

ES 2 455 222 T3

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

DESCRIPCIÓN

Acero de resistencia superior, conformable en frío y producto plano de acero compuesto de un acero de este tipo

5 La invención se refiere a un acero de resistencia superior, conformable en frío con elevado contenido de manganeso que posee una buena resistencia a una fisuración retardada inducida por hidrógeno y una soldabilidad particularmente buena. Además, la invención se refiere a productos planos de acero fabricados a partir de un acero de este tipo.

10 La "fisuración retardada" inducida por hidrógeno es causada por hidrógeno que penetra desde el exterior en el material de acero. Por el contrario, se habla de una "fracturación retardada" (delayed fracture) cuando el deterioro del material de acero es causado por hidrógeno presente en el material debido a la producción.

15 La combinación de propiedades que se ha mencionado al principio se requiere, en particular, en aceros que se usan para la producción de piezas constructivas de carrocería para vehículos a motor. Precisamente allí existe la exigencia de que las chapas a partir de las cuales se fabrican las piezas constructivas con un peso óptimamente reducido no solo se puedan deformar bien, sino que también posean una resistencia mecánica suficiente para lograr, con espesores reducidos de chapa, una aportación efectiva a la estabilidad de la respectiva carrocería.

20 Además, en aceros destinados a piezas constructivas de carrocerías y aplicaciones comparables tiene que quedar asegurado que tengan una buena soldabilidad y que, en particular, no tiendan a una fisuración de aparición durante la soldadura en la zona del respectivo punto de soldadura ("susceptibilidad a fisuración de soldadura").

25 Se denomina "susceptibilidad a fisuración de soldadura" a un debilitamiento de límites intergranulares a través de un medio que se infiltra en los límites intergranulares (por ejemplo, cinc de revestimiento, Cu de material adicional de soldadura) que, debido a tensiones de enfriamiento, puede conducir a fisuras. De este modo, por ejemplo, durante la soldadura de chapas cincadas puede ocurrir que el cinc aplicado como revestimiento de protección contra la corrosión sobre el sustrato de chapa de acero, como consecuencia de las elevadas temperaturas de soldadura, se funda y penetre en límites intergranulares en la chapa de acero. Durante el posterior enfriamiento aparecen tensiones en estos límites intergranulares que pueden causar fisuras intercristalinas.

30 Finalmente, los aceros empleados para piezas constructivas de carrocería, a pesar de un conformado en frío múltiple requerido, dado el caso, para la conformación de la respectiva pieza constructiva, incluso después de un largo periodo en servicio bajo las cargas que aparecen en el empleo práctico, no deben tender a la formación de fisuras inducidas por hidrógeno, la denominada "fisuración retardada", que podría conllevar consecuencias peligrosas para la resistencia mecánica y la estabilidad de la pieza constructiva y la carrocería producida con el mismo.

35 Es conocido un gran número de intentos de poner a disposición aceros para la construcción de carrocerías y campos de aplicación comparables que posean una buena conformabilidad y propiedades mecánicas que estén optimizadas en relación con el uso pretendido.

40 Un primer ejemplo de un acero ligero de este tipo está descrito en el documento WO 2007/075006 A1. El acero presentado allí contiene, además de Fe e impurezas inevitables, (en % en peso) el 0,2 - 1,5 % de C, el 10 - 25 % de Mn, el 0,01 - 3,0 % de Al, el 0,005 - 2,0 % de Si, hasta el 0,03 % de P, hasta el 0,03 % de S y hasta el 0,040 % de N así como, respectivamente, de manera opcional el 0,1 - 2,0 % de Cr, el 0,0005 - 0,01 % de Ca, el 0,01 - 0,1 % de Ti, el 0,001 - 0,020 % de B. El acero aleado de esta manera debe poseer una deformabilidad óptima con elevada tenacidad, elevada resistencia mecánica y menor vulnerabilidad a fisuras. Además se tiene que poder revestir de forma particularmente sencilla con un revestimiento de protección contra la corrosión.

45 Otro acero que ha de poseer una deformabilidad, resistencia mecánica y soldabilidad optimizadas es conocido por el documento WO 93/13233 A1. Este acero contiene, además de hierro e impurezas inevitables, (en % en peso) hasta el 1,5 % de C, el 15 - 35 % de Mn, el 0,1 - 6,0 % de Al así como, respectivamente, de manera opcional hasta el 0,6 % de Si, hasta el 5 % de Cu, hasta el 1 % de Nb, hasta el 0,5 % de V, hasta el 0,5 de Ti, hasta el 9 % de Cr, menos del 4,0 % de Ni y menos del 0,2 % de N. A la adición opcional de hasta el 9 % en peso de Cr se le atribuye en el documento WO 93/13233 A1 un efecto estabilizante de austenita y de aumento de la resistencia mecánica. El mismo efecto han de tener los contenidos de Ni, Ti y V en el acero conocido. En los ejemplos de realización indicados como de acuerdo con la invención en el documento WO 93/13233 A1, que presentan contenidos significativos de Cr en combinación con contenidos de Nb, Ti o V, están previstos al mismo tiempo, respectivamente, elevados contenidos de Al de más del 3 % en peso. El Al se considera particularmente importante en el documento WO 93/13233 A1 en contenidos del 0,1 - 6,0 % en peso en relación con la estabilización de austenita, la procesabilidad en frío y deformabilidad de prensado.

50 En el documento WO 2007/074994 A1 está descrito también un acero para aplicaciones en el ámbito de la construcción de automóviles que ha de poseer una elevada tenacidad y resistencia mecánica. Este acero contiene, además de hierro e impurezas inevitables, (en % en peso) el 0,1 - 1,5 % de C, el 5 - 35 % de Mn, el 0,01 - 3 % de Al, así como, respectivamente, de manera opcional menos del 3 % de Si, menos del 9 % de Cr, menos del 5 % de Cu, menos del 4 % de Ni, menos del 1 % de Mo, menos del 1 % de Nb, menos del 0,5 % de V así como menos del 0,04 % de N. Además, en el acero pueden estar presentes también de manera opcional Sn, Sb, As y Te en contenidos de, respectivamente, el

0,005 - 0,05 %, B, La y Ce en contenidos de, respectivamente, el 0,0005 - 0,040 %, Zr y Ti en contenidos de, respectivamente, el 0,0005 - 0,1 % y Ca en contenidos del 0,0005 - 0,03 %. Gracias a la presencia de Al en contenidos del 0,01 - 3,0 % en peso, a este respecto debe estar mejorada la tenacidad del acero, al estabilizar el Al la parte de ferrita del acero y suprimiendo la formación de ε -martensita. Puede estar presente en hasta el 3 % en peso Si en el acero conocido para mejorar la resistencia a la tracción del acero. A este respecto, el contenido de Si está limitado a como máximo el 3 % en peso para evitar defectos de la superficie y garantizar una buena soldabilidad. Puede estar presente Cr en el acero conocido para mejorar la resistencia a la corrosión del acero y para garantizar su buena deformabilidad. Pueden estar presentes Nb y V en el acero conocido para la optimización de la resistencia mecánica. Sin embargo, ninguno de los ejemplos de realización presentados en el documento WO 2007/074994 A1 contiene contenidos de Cr en combinación con contenidos significativos de Al, Nb o V.

Por el documento WO 95/26423 A1 es conocido también un acero con elevados contenidos de Mn que ha de presentar una procesabilidad mejorada. Este acero contiene, además de hierro e impurezas inevitables, (en % en peso) menos del 1,5 % de C, el 15 - 35 % de Mn, el 0,1 - 6 % de Al así como al menos uno de los elementos Si, Cu, Nb, V, Cr, Ni, N, B, Ti, Zr, La, Ce o Ca a condición de que el contenido de Si ascienda como máximo al 0,6 %, el contenido de Cu como máximo al 5 %, el contenido de Nb como máximo al 1,0 %, el contenido de V como máximo al 0,5 %, el contenido de Cr como máximo al 9,0 %, el contenido de Ni como máximo al 4,0 %, el contenido de N como máximo al 0,2 % así como el contenido de B al 0,0005 - 0,04 %, el contenido de Ti y Zr, respectivamente, al 0,0005 - 0,050 %, el contenido de La y Ce, respectivamente, al 0,005 - 0,040 % y el contenido de Ca, al 0,0005 - 0,030 %. Los efectos descritos en el documento WO 95/26423 de los elementos individuales de la aleación se corresponden con los efectos que se han explicado en los documentos que se han valorado anteriormente.

Por el documento EP 2 090 668 A1 es conocida también una especificación de aleación para un acero que, de forma comparable a los aceros que se han explicado anteriormente, además de hierro e impurezas inevitables (en % en peso) presenta el 0,05 - 0,78 % de C, el 11 - 23 % de Mn y, respectivamente, puede contener hasta el 5 % de Al y Cr, hasta el 2,5 % de Ni, hasta el 5 % de Si y hasta el 0,5 % de V. De acuerdo con los ejemplos de realización indicados en el documento EP 2 090 668 A1, a este respecto, respectivamente un elevado contenido de Al se combina con un reducido contenido de Cr o un elevado contenido de Cr, con un reducido contenido de Al. A pesar de que el efecto de aumento de la resistencia de V se menciona en la descripción del documento EP 2 090 668 A1, además ninguno de los ejemplos de realización contiene este u otro elemento de microaleación.

Además, por el documento DE 10 2004 061 284 A1 es conocido un procedimiento para la generación de cintas laminadas en caliente de un acero de construcción ligera conformable, en disposición de embutición profunda en frío buena, que está compuesto de hierro e inevitables así como (en % en masa) del 0,04 al 1,0 % de C, el 0,05 - 4,0 % de Al, el 0,05 - 6,0 % de Si y el 9,0 - 30,0 % de Mn. La masa fundida compuesta correspondientemente se cuela en una instalación de colada de cinta horizontal de manera próxima a la dimensión final así como con flujo calmado y sin flexión hasta dar una cinta precursora con un espesor de 6 - 15 mm y a continuación se suministra a un tratamiento posterior.

Por el documento US 5.431.753 A1 es conocido además un acero con elevado contenido de Mn que con una buena deformabilidad y resistencia mecánica ha de poseer también una buena idoneidad para la soldadura. Para esto, el acero contiene (en % en peso) hasta el 1,5 % de C, el 15 - 35 % de Mn, el 0,1 - 6,0 % de Al así como un elemento o varios elementos del grupo "Si, Cu, Nb, V, Ti, Cr, Ni, N" a condición de que el contenido de Si ascienda como máximo al 0,6 %, el contenido de Cu como máximo al 5,0 %, el contenido de Nb como máximo al 1 %, el contenido de V como máximo al 0,5 %, el contenido de Ti como máximo al 0,5 %, el contenido de Cr como máximo al 9,0 %, el contenido de Ni como máximo al 4,0 % y el contenido de N como máximo al 0,2 %, resto hierro e impurezas inevitables. Para asegurar la combinación pretendida de propiedades, los granos de austenita a este respecto deben tener un tamaño menor de 40,0 μm .

Finalmente, en el documento WO 2009/084792 A1 está descrito un acero con elevados contenidos de Mn que, además de hierro e impurezas inevitables, (en % en peso) contiene el 0,3 - 0,9 % de C, el 15 - 25 % de Mn, el 0,01 - 2,0 % de Si, el 0,01 - 4,0 % de Al, hasta el 0,05 % de S, hasta el 0,1 % de P así como al menos un elemento del grupo Nb, V, Ti, W, Mo, Cr a condición de que el contenido de Nb ascienda a menos del 0,2 %, el contenido de V menos del 0,5 %, el contenido de Ti a menos del 0,3 % y el contenido de W, Mo y Cr, respectivamente, a menos del 1 %. A este respecto, la presencia de Ti ha de mejorar la soldabilidad de este acero conocido. Por el contrario, el contenido de Cr está limitado a como máximo el 1 %, debido a que mayores contenidos de Cr no deben tener ningún efecto de aumento de la resistencia mecánica y, por tanto, únicamente conducirían a un aumento de los costes de la aleación.

Ante el trasfondo del estado de la técnica que se ha resumido anteriormente, el objetivo de la invención consistía en indicar un acero y productos planos de acero fabricados a partir del mismo en los que estuviese asegurada una combinación óptima de soldabilidad y tendencia reducida a la formación retardada de fisuras con una buena resistencia, deformabilidad en caliente y en frío.

Con respecto al acero, este objetivo se ha conseguido de acuerdo con la invención mediante un acero compuesto de acuerdo con la reivindicación 1.

Con respecto al producto plano de acero, la solución de acuerdo con la invención del objetivo que se ha mencionado anteriormente consiste en la enseñanza de la reivindicación 13.

5 Están indicadas configuraciones ventajosas de la invención en las reivindicaciones dependientes y se explican a continuación al igual que la idea general de la invención con detalle.

10 Según esto, un acero de resistencia superior, conformable en frío de acuerdo con la invención contiene, además de hierro e impurezas inevitables debidas a la producción, (en % en peso) el 0,1 - 1,0 % de C, el 10 - 25 % de Mn, hasta el 0,5 % de Si, el 0,3 - 2 % de Al, el 1,5 - 3,5 % de Cr, < 0,03 % de S, < 0,08 % de P, < 0,1 % de N, < 2 % de Mo, < 0,01 % de B, < 8 % de Ni, < 5 % de Cu, hasta el 0,015 % de Ca y al menos un elemento del grupo "V, Nb" a condición de que el respectivo contenido de Nb ascienda al 0,01 - 0,5 % y el respectivo contenido de V, al 0,01 - 0,5 %, así como opcionalmente el 0,01 - 0,5 % de Ti.

15 El acero de acuerdo con la invención y, por consiguiente, también los productos planos fabricados a partir del acero de acuerdo con la invención, tales como chapas o cintas de acero, presentan una estructura austenítica y pueden poseer propiedades TWIP y TRIP.

20 A la estabilización de la estructura de austenita del acero de acuerdo con la invención contribuye su contenido de C de al menos el 0,1 % en peso, en particular al menos el 0,3 % en peso. También a través del respectivo contenido de C del acero se puede influir de manera dirigida en sus propiedades de TWIP y TRIP, ya que el carbono aumenta la energía de defecto de apilado. Además, gracias a la presencia de acuerdo con la invención de C se aumenta la resistencia mecánica sin que se produzca una pérdida de ductilidad. En caso de contenidos de C de más del 1 % en peso, sin embargo, se puede producir una reducción de la deformabilidad del acero de acuerdo con la invención. Por tanto, su contenido de C está limitado al 0,1 - 1 % en peso. El efecto pretendido del contenido de carbono se puede conseguir en el acero de acuerdo con la invención de manera particularmente segura cuando sus contenidos de C están limitados a un intervalo del 0,1 - 0,5 % en peso, en particular del 0,3 - 0,5 % en peso.

30 El manganeso causa en el acero de acuerdo con la invención de manera en sí conocida la resistencia mecánica elevada exigida y una mayor energía de defecto de apilado. A través de los contenidos de Mn se pueden ajustar, por consiguiente, las propiedades de TRIP o TWIP del acero de acuerdo con la invención. Además, la presencia de elevados contenidos de Mn asegura que el acero de acuerdo con la invención presente la estructura austenítica pretendida. Al ascender el contenido de Mn al menos al 10 % en peso, este efecto se consigue de forma particularmente segura. En caso de contenidos de Mn situados por encima del 25 % en peso, ya no aparece ninguna mejora sustancial en relación con las propiedades que interesan en este caso. En su lugar existe el riesgo de que con mayores contenidos de manganeso disminuya la máxima resistencia a la tracción.

40 Menores contenidos de Mn resultan particularmente ventajosos en relación con la vulnerabilidad a la fisuración retardada en combinación con los contenidos de Al y Si predefinidos de acuerdo con la invención. De este modo, por ejemplo, un contenido de Mn de menos del 23 % en peso, en particular de hasta el 22 % en peso, conduce a una clara reducción del potencial de corrosión y contrarresta la absorción de hidrógeno. A la reducción del contenido de Mn por un empeoramiento que esto conlleva de la elaborabilidad del acero y su procesabilidad se han puesto límites hacia abajo. Por tanto, en un acero de acuerdo con la invención el contenido de Mn está limitado a un intervalo del 10 - 25 % en peso, en particular del 17 - 25 % en peso, ajustándose en un intervalo de contenido de Mn de hasta el 22 % en peso los efectos aprovechados de acuerdo con la invención de forma particularmente segura.

45 El Al y el Si aumentan, en los contenidos predefinidos de acuerdo con la invención, la resistencia a la corrosión y reducen la tendencia a la fisuración retardada. Además, ensayos de soldadura han mostrado que en los aceros de acuerdo con la invención queda reducido el riesgo de la susceptibilidad a fisuración de soldadura y en caliente con respecto a los conceptos conocidos de aleación al mantenerse los contenidos de Al y/o Si en los intervalos predefinidos de acuerdo con la invención. De este modo, debido a que de acuerdo con la invención está limitado el contenido de aluminio al 0,3 - 2 % en peso y el contenido de Si puede ascender como máximo al 0,5 % en peso, queda garantizada una soldabilidad del acero de acuerdo con la invención que es superior a la de aceros de alto contenido de manganeso con mayores contenidos de Al y Si. A este respecto, los contenidos de Al y Si están limitados de tal manera que se aborda el riesgo existente en caso contrario con altos contenidos de Al y Si de intervalos de trabajo demasiado reducidos durante la soldadura por puntos por resistencia. Los efectos conseguidos gracias a la presencia de acuerdo con la invención de Si y Al en combinación se pueden aprovechar de forma particularmente segura cuando el contenido de Al se encuentra en el 0,5 - 1,5 % en peso, en particular en el 0,5 - 1,3 % en peso, y el contenido de Si en el 0,2 - 0,5 % en peso.

60 La presencia de Cr en contenidos del 1,5 - 3,5 % en peso en un acero de acuerdo con la invención obtiene una importancia particular. Gracias al Cr se mantiene el potencial de corrosión en un nivel reducido, de tal manera que el acero de acuerdo con la invención presenta una elevada resistencia a fisuración retardada. Adicionalmente, el Cr con el carbono y el nitrógeno existente en el acero forma precipitados que gracias a la acumulación de hidrógeno contrarrestan la fisuración retardada. Con este fin, un acero de acuerdo con la invención contiene, preferentemente, un contenido de Cr de al menos el 1,7 % en peso, en particular de al menos el 1,8 % en peso. A este respecto está limitado el límite superior del contenido de Cr a como máximo el 2,5 % en peso, en particular como máximo el 2,2 % en peso. Gracias al

límite superior predefinido de acuerdo con la invención de los contenidos de Cr, por un lado, queda garantizado que no se formen mayores cantidades de carburos de Cr que empeorarían las propiedades mecánicas (relación resistencia mecánica-alargamiento a la rotura). En el caso de contenidos de Cr situados por debajo del límite predefinido de acuerdo con la invención, por otro lado, el Cr ya no actúa de manera reductora sobre la tendencia a la fisuración retardada.

El acero de acuerdo con la invención contiene al menos uno de los elementos de microaleación vanadio y niobio, por lo que se crean las condiciones para una granulación fina óptima de la estructura de productos planos de acero (chapa, cinta) fabricados a partir del acero de acuerdo con la invención. El V y Nb permiten la generación de una estructura cristalina superfina con una elevada densidad de precipitados de V o Nb (VC, VN, VCN, NbC, NbN, NbCN, VNbC, VNbN, VNbCN) y una gran resistencia a susceptibilidad a fisuración de soldadura. A este respecto, el tamaño de los granos obtenidos en un acero de acuerdo con la invención por esta vía es claramente más fino que en los aceros disponibles actualmente en el mercado austeníticos de alto contenido de manganeso. De este modo, para un producto plano de acero (chapa, cinta) laminado en frío de acero de acuerdo con la invención se puede garantizar una finura de estructura que se corresponde al menos con ASTM 13, por norma general es más fina que ASTM 14. A este respecto, mediante ensayos prácticos se pudo mostrar que la granulación fina de un producto plano de acero de acuerdo con la invención se corresponde regularmente al menos con ASTM 14, obteniéndose en la mayoría de los casos una estructura aún más fina que cumple los requisitos de ASTM 15.

Sin embargo, el acero de acuerdo con la invención no se puede continuar procesando solo en el estado laminado en frío, sino que también es adecuado para un procesamiento posterior como producto plano de acero laminado en caliente. Ya que el espesor de tales productos laminados en caliente (chapa, cinta) por norma general es mayor que el de productos planos de aceros laminados en frío, las fisuras de soldadura que pueden aparecer en la zona de puntos de soldadura debilitan con menor intensidad los productos planos de aceros laminados en caliente que en la cinta laminada en frío. A este respecto es determinante la relación de longitud de fisura a espesor de material. Por tanto, en muchos casos es suficiente que en un producto plano de acero laminado en caliente, de acuerdo con la invención, suministrado sin laminado en frío adicional al procesamiento posterior hasta dar una pieza constructiva, el grano no sea tan fino que en una chapa o cinta de acuerdo con la invención laminada en frío. Por tanto, el tamaño de grano suficiente para productos laminados en caliente de acuerdo con la invención está predefinido con ASTM 11 o más fino, pudiéndose ajustar evidentemente una estructura más fina, ASTM 12 o más correspondiente.

La estructura particularmente fina conseguida mediante la aleación de acuerdo con la invención da como resultado la combinación óptima pretendida de soldabilidad y tendencia reducida a la formación retardada de fisuras con buena resistencia mecánica, deformabilidad en caliente y en frío. Esto se cumple en la misma medida para una cinta laminada en caliente y en frío generada a partir de acero de acuerdo con la invención. Es particularmente destacable el efecto de minimización de la susceptibilidad a fisuración de soldadura de la estructura fina que se puede reproducir como consecuencia de la composición de acuerdo con la invención con seguridad óptima de funcionamiento.

Los efectivos de Nb y V sobre la granulación fina de la estructura de un acero compuesto de acuerdo con la invención se pueden aprovechar cuando están presentes vanadio o niobio respectivamente en solitario o en combinación entre sí en el acero de acuerdo con la invención.

Una primera variante del acero de acuerdo con la invención contiene, por consiguiente, al menos el 0,01 % en peso al 0,5 % en peso de niobio y en todo caso las trazas de vanadio debidas a las impurezas y, por tanto, sin efecto para la técnica de la aleación.

Una segunda variante de la aleación de acuerdo con la invención presenta, por el contrario, contenidos de Nb que en todo caso se encuentran en el intervalo de las impurezas, mientras que la granulación fina prevista de acuerdo con la invención de la estructura se asegura gracias al menos al 0,01 % en peso y como máximo el 0,5 % en peso de contenidos de vanadio.

En una tercera variante de la invención, el vanadio y el niobio están presentes en combinación en el acero de acuerdo con la invención, ascendiendo los contenidos de estos elementos en la suma respectivamente al menos al 0,01 % en peso, sin embargo, no superando el 0,5 % en peso.

Aparecen de forma particularmente segura los efectos conseguidos de acuerdo con la invención gracias a la presencia de Nb y/o V cuando la suma de los contenidos de Nb y V en un acero aleado de acuerdo con la invención asciende al 0,03 - 0,3 % en peso, en particular cuando se encuentra por encima del 0,05 % en peso.

El titanio forma como elemento de microaleación en el acero de acuerdo con la invención asimismo precipitados que contribuyen a la granulación fina y que pueden influir positivamente en las propiedades mecánicas del acero. No obstante, el titanio en relación con el ajuste de una estructura de grano fino es menos eficaz que los elementos de aleación niobio o vanadio añadidos para este fin de acuerdo con la invención. Resulta un efecto que respalda de manera óptima el efecto de estos elementos de titanio en el acero de acuerdo con la invención con contenidos de Ti de al menos el 0,01 % en peso. En caso de contenidos demasiado elevados de Ti se pueden formar partículas gruesas de TiC, de las cuales pueden partir durante el laminado en frío y el conformado en frío fisuras en productos planos

- fabricados a partir de acero de acuerdo con la invención. Además se pueden destruir las partículas de TiC durante el laminado en frío y el conformado en frío. A este respecto se producen entre las partículas destruidas cavidades que a su vez pueden servir de punto de partida para fisuras. Finalmente, las partículas de TiC gruesas próximas a la superficie durante el laminado en frío y el conformado en frío pueden conducir a puntos defectuosos en la superficie. Por tanto, la invención prevé mantener el contenido de Ti, siempre que esté presente, por debajo de un límite superior del 0,5 % en peso. Si se han de generar aceros de acuerdo con la invención con combinaciones optimizadas de propiedades, esto se puede conseguir al reducirse el contenido de Ti del acero de acuerdo con la invención a valores en los que el Ti ya no despliega ningún efecto y el contenido todavía presente de Ti se puede atribuir a las impurezas inevitables.
- Los contenidos de Nb y Ti dado el caso presentes en el acero de acuerdo con la invención conducen ya durante el laminado en caliente a precipitados de Nb y Ti y aumentan, de este modo, la resistencia al laminado durante el laminado en caliente y en frío. Esto puede resultar desfavorable en particular durante el laminado en caliente, ya que los contenidos de Al y Si comparablemente elevados prescritos de acuerdo con la invención ya conllevan una elevada resistencia al laminado en caliente. Frente a esto se producen los finos precipitados de vanadio solo durante el recocido final de la chapa terminada de laminar y, por tanto, no obstaculizan el laminado en caliente y en frío. En los casos en los que resulta difícil laminar el acero de acuerdo con la invención en caliente o en frío, por este motivo también puede ser favorable aumentar el contenido de vanadio del acero en relación con el contenido de Nb o prescindir, en favor de un elevado contenido de vanadio, de la adición de niobio y/o titanio.
- El Nb, V y Ti tienen todos una influencia sobre la fisuración retardada. Como es en sí conocido, estos tres elementos forman precipitados en los que el hidrógeno queda "atrapado" (es decir, es retenido) y se convierte en inocuo.
- Solo por la adición de acuerdo con la invención de Ni y/o V, sin embargo, en el caso de un acero de alto contenido de manganeso se puede conseguir de manera segura una estructura de grano muy fino (ASTM 13, en particular ASTM 14 y más fino).
- El azufre y el fósforo llegan durante el proceso de fusión inevitablemente al acero de acuerdo con la invención, sin embargo pueden llevar a una fragilización en los límites intergranulares. En particular en vista de una deformabilidad en caliente suficiente, por tanto, en el acero de acuerdo con la invención el contenido de S está limitado a menos del 0,03 % en peso y el contenido de P a menos del 0,08 % en peso.
- El nitrógeno en contenidos de hasta el 0,1 % en peso es necesario para la formación de carbonitruros. En caso de carencia de N se forman carbonitruros ricos en C y pobres en N. A pesar de esto se debe ajustar reducido el contenido de N. Al y N forman precipitados que pueden empeorar claramente las propiedades mecánicas, en particular los valores de alargamiento. Tampoco por un tratamiento térmico posterior se pueden disolver ya los precipitados de AlN. Por este motivo, el máximo contenido de nitrógeno en el acero de acuerdo con la invención está limitado a menos del 0,1 % en peso, ajustándose un efecto óptimo del nitrógeno en el acero de acuerdo con la invención cuando su contenido de N está limitado al 0,0030 - 0,0250 % en peso, en particular al 0,005 - 0,0170 % en peso.
- El Mo en contenidos eficaces por debajo del 2 % en peso también contribuye a la mejora de la resistencia a la corrosión y, con ello, a una reducción adicional del riesgo de la fisuración retardada. El Mo forma como el Cr adicionalmente con el carbono y el nitrógeno presente en el acero precipitados que contrarrestan, por la acumulación de hidrógeno, la fisuración retardada.
- El boro sustituye en su efecto en cuanto a las propiedades mecánicas-tecnológicas al elemento de aleación Mn. De este modo se ha constatado que un acero con un contenido de Mn del 20 % en peso y el 0,003 % de boro presenta un perfil similar de propiedades que un acero que contiene el 25 % de Mn, sin embargo nada de B. Por tanto, la adición de hasta el 0,01 % de boro a una aleación de acero de acuerdo con la invención con resistencias mecánicas inalterablemente elevadas permite contenidos reducidos de Mn que son favorables en vista a evitar la fisuración retardada y la susceptibilidad a fisuración de soldadura. Además, reducidos contenidos de boro tienen un efecto positivo sobre la calidad de borde de cinta de la cinta laminada en caliente generada a partir de un acero de acuerdo con la invención. De este modo se suprimen las fisuras e inestabilidades en la zona de borde de cinta, tal como son conocidas en aceros de alto contenido de manganeso aleados con Al y Si.
- Opcionalmente se puede añadir Ni a un acero de acuerdo con la invención. El níquel contribuye a un elevado alargamiento a la rotura y aumenta la tenacidad del acero. Sin embargo, en aceros de acuerdo con la invención este efecto está agotado cuando el acero contiene más del 8 % en peso de níquel. Por tanto, el límite superior de los contenidos de níquel añadidos opcionalmente de acuerdo con la invención está limitado al 8 % en peso, en particular al 5 % en peso.
- También gracias a la adición de cobre en contenidos situados por debajo del 5 % en peso, en particular por debajo del 3 % en peso, se puede aumentar la dureza de un acero de acuerdo con la invención gracias a la formación de precipitados. Sin embargo, los contenidos que van más allá del 5 % en peso de Cu pueden causar defectos de la superficie que pueden inutilizar, por ejemplo, productos planos (cinta, chapa) fabricados a partir de acero de acuerdo con la invención.

Como resultado, por tanto, con la invención queda disponible un acero que no solo posee una elevada resistencia mecánica de al menos 800 MPa y más, sino que en el que también está combinada una gran resistencia a fisuración retardada con una elevada resistencia a "susceptibilidad a fisuración de soldadura".

5 El acero de acuerdo con la invención es excelentemente adecuado para el procesamiento de productos planos de acero, tales como chapas de acero o cintas de acero, que a continuación se han de someter a una deformación en caliente o en frío hasta dar piezas constructivas.

10 Para proteger los productos planos de acero de acuerdo con la invención contra corrosión de la superficie, los mismos pueden estar revestidos, al menos en su superficie expuesta durante el empleo práctico a un ataque corrosivo, con un revestimiento protector metálico. En el caso de este revestimiento protector se puede tratar, de forma en sí conocida, de una capa basada en Al o Zn que se aplica, por ejemplo, mediante cincado electrolítico, mediante cincado por inmersión en caliente, mediante revestimientos recocidos posteriormente o recocidos después de la galvanización, revestimientos de ZnNi o mediante aluminizado por inmersión en caliente sobre el producto plano de acuerdo con la invención, 15 pudiéndose conseguir en particular gracias al cincado electrolítico buenos resultados de revestimiento.

Los productos planos de acero fabricados de acuerdo con la invención se caracterizan, en general, por una capacidad de absorción de energía particularmente elevada en caso de una solicitud de aparición brusca.

20 Debido a su espectro particular de propiedades, los productos planos de acero generados de forma de acuerdo con la invención son particularmente adecuados para la producción de piezas constructivas de carrocería. A causa de su resistencia mecánica y capacidad de alargamiento extremadamente elevadas, el material compuesto y generado de acuerdo con la invención es adecuado en particular para piezas constructivas sustentadoras y relevantes para impactos de carrocerías de vehículos. De este modo, a partir de productos planos de acero de acuerdo con la invención se 25 pueden producir piezas constructivas estructurales en las que está combinada una elevada sustentabilidad con una elevada protección y un peso reducido.

A causa de su elevada capacidad de absorción de energía, los productos planos de acero de acuerdo con la invención son también adecuados para la producción de blindajes o piezas para la protección de personas. En particular, a partir 30 de productos planos de acuerdo con la invención se pueden producir elementos llevados directamente en el cuerpo que sirven para la protección contra disparos o ataques comparables que aparezcan a modo de impulso.

A causa de su peso reducido con una deformabilidad y resistencia mecánica al mismo tiempo buena, además, los productos planos de acero de acuerdo con la invención son particularmente adecuados para el procesamiento hasta dar 35 ruedas para vehículos, en particular vehículos a motor.

También se pueden generar piezas constructivas a partir de productos planos de acero creados de acuerdo con la invención que se emplean en el ámbito de la técnica de bajas temperaturas. El espectro favorable de propiedades de productos de cinta laminada en frío generados de acuerdo con la invención se conserva incluso a temperaturas bajas 40 habituales en el campo de la criotecnia.

Además es concebible un uso de chapas de acero de acuerdo con la invención para la producción de tubos que están destinados en particular para la producción de piezas de motor de alta resistencia mecánica, tales como árboles de 45 levas o bielas.

Los productos planos de acero de acuerdo con la invención se pueden fabricar de diferentes modos. Es concebible una producción a través de una acería de convertidor convencional o un horno ELO con colada posterior en procedimientos de colada continua, colada de cinta o DSC y un laminado en caliente que sigue a la colada, llevado a cabo en línea o fuera de línea. Las cintas laminadas en caliente obtenidas por estas vías se pueden laminar en frío en caso necesario 50 en una línea en tándem, un almacén de inversión o un almacén Sendzimir hasta dar una cinta laminada en frío.

Un tratamiento con Ca mejora la capacidad de colada en particular en análisis de acuerdo con la invención de alto contenido de Al. El Ca forma junto con alúmina (Al_2O_3) aluminatos cálcicos que son recogidos en la escoria y, por tanto, hacen la alúmina inocua. De este modo se contrarresta el peligro de que la alúmina conduzca a obturaciones (acumulaciones en el tubo sumergido) que perjudiquen la capacidad de colada. Por consiguiente, en el acero de 55 acuerdo con la invención se admiten contenidos de Ca de hasta el 0,015 % en peso, en particular de hasta el 0,01 % en peso, apareciendo los efectos ventajosos del tratamiento con Ca llevado a cabo opcionalmente de manera típica en caso de contenidos de Ca de al menos el 0,0015 % en peso.

La cinta laminada en caliente generada a partir de acero de acuerdo con la invención opcionalmente se puede decapar y también opcionalmente revestir en la superficie de manera en sí conocida. Adicionalmente es posible un tratamiento por separado térmico de la capa de cinc después de la aplicación.

60 Como alternativa se puede laminar en frío la cinta laminada en caliente en el estado decapado, mediante un proceso de recocido realizado en el paso continuo se puede someter a recocido final y a continuación se puede revestir opcionalmente en la superficie (Z, ZE, ZF, ZMg, ZN, ZA, AS, S, película delgada, etc.). En este caso adicionalmente 65

también es posible un tratamiento por separado térmico después de la aplicación de la capa de cinc.

A continuación, la cinta laminada en caliente o cinta laminada en frío de acuerdo con la invención se puede proveer de un revestimiento especial que posibilita un empleo en procedimientos de conformado en caliente o semicaliente.

La elevada resistencia de productos planos de acero de acuerdo con la invención contra fisuración retardada se puede continuar mejorando gracias a un tratamiento posterior térmico. En este tratamiento posterior se trata el material revestido con cinc de tal manera que se produce una aleación de la capa de cinc con el material de base. El material tratado de este modo muestra fisuración retardada solo después de periodos de tiempo de observación sustancialmente prolongados o incluso ya ningún tipo de fisuración.

Una variante típica de un procedimiento adecuado para la producción de productos planos de acero de acuerdo con la invención comprende las siguientes etapas de trabajo:

- A partir de un acero creado de acuerdo con la invención se cuela un material precursor en forma de desbastes o desbastes delgados.
- Si en particular durante el uso de desbastes se requiere un recalentamiento antes del laminado en caliente llevado a cabo posteriormente, entonces la temperatura del recalentamiento no debería situarse por debajo de 1100 °C, en particular debería ascender a más de 1150 °C. En aquellos casos en los que el material precursor se puede suministrar en un desarrollo continuo de trabajo después de la colada directamente al laminado en caliente (por ejemplo, en una instalación de laminado de colada continua en la que se cuegan desbastes delgados en etapas de trabajo que se suceden de forma continua y se procesan hasta dar la cinta laminada en caliente), esto se puede realizar también sin recalentamiento intercalado en el empleo directo aprovechando el calor de colada. La disminución por pasada durante el laminado en caliente debería ascender por pasada, respectivamente, al menos al 10 % para obtener, en condiciones de producción adecuadas a la práctica, un producto plano de acero de acuerdo con la invención laminado en caliente con una naturaleza óptima de su estructura.
- Después del calentamiento llevado a cabo en caso necesario, el material precursor se lamina en caliente a una temperatura final de laminado en caliente que asciende al menos a 800 °C hasta dar una cinta laminada en caliente.
- Después, la cinta laminada en caliente obtenida se enrolla hasta dar un carrete con una temperatura de bobinadora que asciende como máximo a 700 °C.

Al terminarse el laminado en caliente a una temperatura que asciende al menos a 800 °C y al bobinarse a temperaturas comparablemente bajas, se aprovecha en todo su alcance el efecto positivo del carbono existente en el acero de acuerdo con la invención y, siempre que esté presente, en particular del boro. De este modo, el boro y el carbono en chapas laminadas en caliente en este intervalo causan mayores valores de resistencia a la tracción y límites de estiramiento con valores de alargamiento a la rotura al igual que antes aceptables. Con temperatura final creciente de laminado en caliente disminuyen la resistencia a la tracción y el límite de estiramiento de la cinta laminada en caliente, mientras que aumentan los valores de alargamiento. Mediante variación de las temperaturas finales de laminado en el marco predefinido por la invención, de este modo se puede influir de manera dirigida y sencilla en las propiedades deseadas del producto plano de acero laminado en caliente obtenido.

En la cinta laminada en caliente generada de acuerdo con la invención, los contenidos de V se encuentran en forma disuelta en al menos el 80 %, en particular el 90 % y más, y de Nb en al menos el 50 %, en particular el 60 % y más. Los restantes contenidos de V o Nb están presentes como precipitados, habiendo de ser lo más reducida posible la cantidad de los contenidos de Nb y V unidos en los precipitados. Gracias a la elevada parte de Nb o V disuelto en la cinta laminada en caliente se puede generar con seguridad de funcionamiento la estructura muy fina pretendida durante el posterior laminado en frío y un tratamiento por recocido llevado a cabo adicionalmente. Por el contrario, el contenido de Ti después del laminado en caliente se encuentra en hasta el 60 - 100 % como precipitados de TiC. Estos precipitados de carburo no solamente obstaculizan el laminado en frío, sino que durante un recocido final también dan lugar a la generación de precipitados gruesos. Estos forman durante el conformado de un acero aleado con mayores cantidades de Ti el origen de fisuras que inutilizan la respectiva pieza constructiva.

Resultan propiedades mecánicas particularmente adecuadas de la cinta laminada en caliente generada de acuerdo con la invención, en particular elevados límites de estiramiento, cuanto se ajustan temperaturas de bobinadora particularmente bajas, que llegan en particular hasta la temperatura ambiente (aproximadamente 20 °C). Gracias a la limitación de la temperatura de bobinadora a valores de como máximo 700 °C, en particular menos de 700 °C, en particular menos de 500 °C o temperatura ambiente, se minimiza de manera en sí conocida el riesgo de una oxidación de límite intergranular. La oxidación de límite intergranular puede conllevar desconchados de material y dificultar o incluso imposibilitar como tal el procesamiento posterior.

La cinta laminada en caliente obtenida después del bobinado se puede deformar en frío o en caliente directamente hasta dar una pieza constructiva.

Sin embargo, la cinta laminada en caliente de acuerdo con la invención es adecuada, en particular, también para el procesamiento posterior hasta una cinta laminada en frío. Para esto, la cinta laminada en caliente después del bobinado y una limpieza de la superficie llevada a cabo en caso necesario mediante decapado de forma en sí conocida se puede laminar en frío hasta dar una cinta laminada en frío. Preferentemente, el grado de laminado en frío conseguido durante

un laminado en frío de este tipo se encuentra en el intervalo del 30 % al 75 % para conseguir de manera segura las propiedades optimizadas de deformación y resistencia mecánica del producto plano de acero de acuerdo con la invención terminado.

5 Al laminado en frío puede seguir un recocido final, cuyas temperaturas de recocido ascienden, preferentemente, como máximo a 880 °C, en particular se encuentran por debajo de 800 °C. Gracias a la selección de la temperatura de recocido se asegura la formación de una estructura particularmente fina, cuya granulación fina se corresponde regularmente al menos con ASTM 14 y más fina. La invención aprovecha para esto que los contenidos de Nb y V previstos de acuerdo con la invención, presentes en la cinta laminada en caliente en la mayor parte todavía en el estado disuelto, forman durante el recocido final precipitados finos (VCN, NbCN, etc.) que evitan sustancialmente un crecimiento de grano durante el proceso final de recocido. Gracias a una temperatura de recocido lo más baja posible se produce una estructura particularmente fina. Después del recocido final, la cinta obtenida presenta la granulación fina pretendida de la estructura por consiguiente de forma segura. A este respecto se puede llevar a cabo el recocido final durante el paso en un horno de recocido de paso continuo.

15 Después del laminado en frío y el recocido final, la cinta laminada en frío obtenida se puede someter también a un laminado de acabado para mejorar adicionalmente su estabilidad dimensional y sus propiedades mecánicas.

20 Como ya se ha mencionado, el producto plano de acero de acuerdo con la invención, facilitado como cinta laminada en caliente o en frío para el procesamiento posterior hasta dar una pieza constructiva, para la protección contra la corrosión de la superficie se puede proveer de una capa de protección metálica. Para esto, en caso de que el producto plano de acero se deforme como cinta laminada en caliente directamente hasta dar una pieza constructiva, la cinta laminada en caliente respectivamente obtenida o la cinta laminada en frío obtenida después de un laminado en frío de la cinta laminada en caliente, por ejemplo, se pueden aluminizar por inmersión en caliente, cincarse por inmersión en caliente o cincarse electrolíticamente.

Anteriormente se lleva a cabo, en caso necesario, una limpieza y preparación de la superficie de la cinta mediante decapado.

30 Si se tiene que suministrar el producto plano de acero en el estado sin recubrir, en lugar de un revestimiento metálico se puede engrasar para la protección temporal contra la corrosión de la superficie.

En la Tabla 1 están indicadas las aleaciones de ocho aceros de acuerdo con la invención E1 - E8 así como catorce aceros comparativos V1 - V14.

35 A partir de los aceros de acuerdo con la invención E1 - E8 y los aceros comparativos V1 - V14 se han fabricado lingotes, respectivamente se han calentado a una temperatura de precalentamiento de aproximadamente 1250 °C y se han laminado en caliente a una temperatura final de laminado en caliente de aproximadamente 950 °C hasta dar, respectivamente, una cinta laminada en caliente de aproximadamente 3 mm de espesor.

40 La cinta laminada en caliente respectivamente obtenida se ha bobinado a una temperatura de bobinadora de aproximadamente 20 °C (temperatura ambiente) hasta dar un carrete.

45 Después del bobinado, las cintas laminadas en caliente se han laminado en frío con un grado de laminado en frío de, respectivamente, de manera aproximada el 66 % hasta una cinta laminada en frío con un espesor de aproximadamente 1 mm.

50 Las cintas laminadas en frío obtenidas de este modo, finalmente se han sometido a un recocido final llevado a cabo en el paso continuo, en el que se han calentado durante aproximadamente 140 s a una temperatura T_{rec} situada por debajo de 890 °C. Las propiedades mecánicas, la temperatura de recocido final T_{rec} respectivamente ajustada así como el tamaño de grano de la estructura están indicados para los aceros de acuerdo con la invención E1 - E8 y los aceros comparativos V1 - V12 en la Tabla 2.

55 A partir de los productos planos de acero se han embutido copas con una proporción diámetro de rodaja/copa $\beta = 2,0$ (proporción de embutición). Las copas se han sometido a un ensayo de corrosión en el que se expusieron a una solución de NaCl al 5 % sin revestimiento de protección contra la corrosión. Los días transcurridos a este respecto hasta la primera aparición de fisuración retardada en una copa de un colectivo de cuatro copas están indicados en la columna "tiempo de mantenimiento de copa" de la Tabla 2.

60 Con las muestras de chapa de acero generadas a partir de los aceros de acuerdo con la invención E1 - E8 y los aceros comparativos V1 - V12 a continuación se han llevado a cabo ensayos de unión en los que se han sometido a soldadura de punto con solapamiento frente a un acero de embutición profunda cincado convencional ("soldadura heterogénea"). El intervalo de trabajo respectivamente conseguido, indicado en kiloamperios kA, así como la máxima longitud de fisura observada en la región de la zona de soldadura así como una valoración de la tendencia a la susceptibilidad a fisuración de soldadura también están indicados en la Tabla 2.

- Por el "intervalo de trabajo" de una soldadura por punto se entiende, en este caso, la diferencia entre la intensidad de corriente mínima $I_{\min}$ necesaria para la generación de un punto de soldadura y la máxima intensidad de corriente $I_{\max}$ con cuya superación existe el riesgo de que el material del sustrato a soldar durante el proceso de soldadura salpique en la superficie (intervalo de trabajo $A = I_{\max} - I_{\min}$). Se ha de evitar una salpicadura de este tipo, ya que lleva a peores uniones de soldadura. Cuanto menor sea el intervalo de trabajo, más precisamente se tiene que conducir el proceso de soldadura. Cuanto mayor sea el intervalo de trabajo, más sencilla y fiablemente se puede producir una soldadura en las condiciones existentes en la práctica durante el funcionamiento. Para asegurar un procesamiento adecuado a la práctica, por tanto, se requieren por ejemplo en el ámbito de la producción de automóviles para materiales de acero que se han de soldar, intervalos de trabajo A de al menos 0,8 kA, en particular de al menos 1,0 kA.
- Adicionalmente, en condiciones de laboratorio se ha simulado la generación en fábrica de una aleación de acuerdo con la invención E9 que, además de hierro e impurezas inevitables, (en % en peso) contenía el 19 % de Mn, el 0,4 % de C, el 1,4 % de Al, el 0,45 % de Si, el 2 % de Cr y el 0,12 % de V. Las muestras de chapa de acero generadas a partir de este acero, laminadas en frío y provistas de un revestimiento de cinc se han sometido a un recocido final con temperaturas de recocido final T_{rec} de menos de 800 °C en el proceso de recocido continuo. Después de este recocido final, las muestras de chapa de acero tenían una estructura con un tamaño de grano extremadamente fino. Mostraban una resistencia extremadamente elevada a una fisuración inducida por hidrógeno en el ensayo de copa. Las muestras de chapa de acero presentaban un límite de estiramiento R_p de 560 MPa, una resistencia a la tracción R_m de 900 MPa, un alargamiento a la rotura A del 45 % y un valor n de 0,35. Las copas cincadas embutidas a partir de las muestras de chapa de acero ($\beta = 2,0$) permanecieron sin fisuras en una solución de NaCl al 5 % a lo largo de un periodo de tiempo de tres meses.
- A continuación, también en condiciones de laboratorio, se fundió una aleación de acuerdo con la invención E10 que contenía, al igual que la aleación E9 que se ha descrito anteriormente, además de hierro e impurezas inevitables, (en % en peso) el 19 % de Mn, el 0,4 % de C, el 1,4 % de Al, el 0,45 % de Si, el 2 % de Cr y el 0,12 % de V. Adicionalmente, a la aleación E10 se añadió también el 0,003 % en peso de boro. Se mostró que las muestras de chapa de acero obtenidas presentaban con la misma vía de producción límites comparables de estiramiento, sin embargo, un mayor alargamiento a la rotura.
- En otro ensayo, una masa fundida de acero compuesta de acuerdo con la aleación E8 se ha sometido a un tratamiento con Ca. El tratamiento con Ca dio una buena capacidad de colada a pesar de los elevados contenidos de Al y propiedades que se correspondían con los aceros sin Ca.
- Para probar que la elevada resistencia a fisuración retardada en productos planos de acero cincados compuestos de una aleación de acuerdo con la invención se puede continuar mejorando mediante un tratamiento posterior térmico, se han generado a partir de la aleación de acuerdo con la invención E2 muestras de chapa de acero laminadas en frío que se proveyeron de un revestimiento de cinc. Entonces, las muestras se sometieron a un tratamiento posterior térmico en el que el material revestido con cinc se había calentado de tal manera que se produjo una aleación de la capa de cinc con el material de base. Las copas embutidas a partir del material tratado de este modo mostraron una fisuración claramente retardada después de periodos de tiempo de observación considerablemente prolongados o en las mismas no se produjo en absoluto una fisuración. En la Tabla 3 están representados los resultados de los exámenes.
- Los ensayos han dado como resultado que se consigue la clara minimización de la vulnerabilidad a fisuración retardada cuando las muestras compuestas de acuerdo con la invención y cincadas se recuecen en campana a temperaturas de 100 a 450 °C durante 1 a 200 horas, preferentemente 24 - 48 h, o se tratan térmicamente en una instalación de recocido continuo a temperaturas de 400 a 600 °C durante 1 a 500 s, en particular 5 - 300 s.
- La resistencia de aceros de acuerdo con la invención a susceptibilidad a fisuración de soldadura durante la soldadura, debido a la microestructura muy fina conseguida gracias a la adición de V y/o Nb y la sustitución parcial que se realiza dentro de los límites predefinidos de acuerdo con la invención de Al o Si por Co con respecto, está claramente mejorada con respecto al estado de la técnica. En los ensayos de soldadura con muestras de chapas de acero compuestas de acuerdo con la invención no se constataron fisuras macroscópicas durante la soldadura por puntos por resistencia.

Tabla 1

	C	Mn	Al	Si	Cr	P	S	N	V	Nb	Ti	B	Cu	Ni	Ca
E1	0,418	19,3	0,52	0,48	1,85	0,004	0,007	0,0082	0,12	<0,001	<0,001	<0,001	<0,01	<0,05	<0,01
E2	0,402	18,8	1,26	0,22	2,32	0,003	0,005	0,0046	<0,001	0,05	<0,001	<0,001	<0,01	<0,05	<0,01
E3	0,389	18,8	1,16	0,21	2,91	0,003	0,006	0,0044	<0,001	0,08	<0,001	<0,001	<0,01	<0,05	<0,01
E4	0,402	19,2	1,04	0,27	2,08	0,004	0,006	0,0042	<0,001	0,05	0,03	<0,001	<0,01	<0,05	<0,01
E5	0,398	19,3	1,08	0,22	1,95	0,005	0,005	0,0036	0,12	<0,001	<0,001	<0,001	0,53	<0,05	<0,01
E6	0,394	18,7	1,03	0,18	2,04	0,005	0,006	0,0044	0,12	<0,001	<0,001	<0,001	<0,01	0,42	<0,01
E7	0,382	18,7	0,65	0,30	1,96	0,005	0,008	0,0072	<0,001	0,08	<0,001	0,003	<0,01	<0,05	<0,01
E8	0,208	22,3	1,54	0,02	2,89	0,005	0,007	0,0062	<0,001	0,08	<0,001	<0,001	<0,01	<0,05	<0,01
V1	0,592	22,5	<0,01	0,17	0,27	0,043	0,007	0,0058	0,2	<0,001	<0,001	<0,001	0,110	0,20	<0,01
V2	0,587	18,2	1,46	0,20	0,031	0,006	0,006	0,0026	<0,001	<0,001	<0,001	<0,001	<0,01	<0,05	<0,01
V3	0,056	25,5	0,85	0,90	0,028	0,004	0,005	0,0020	<0,001	<0,001	<0,001	<0,001	<0,01	<0,05	<0,01
V4	0,062	25,4	1,80	1,75	0,024	0,003	0,005	0,0028	<0,001	<0,001	<0,001	<0,001	<0,01	<0,05	<0,01
V5	0,064	25,3	2,66	2,70	0,024	0,003	0,005	0,0034	<0,001	<0,001	<0,001	<0,001	<0,01	<0,05	<0,01
V6	0,085	25,1	2,61	2,72	0,034	0,003	0,005	0,0038	0,20	<0,001	<0,001	<0,001	<0,01	<0,05	<0,01
V7	0,193	22,3	2,65	0,21	0,020	0,038	0,012	0,0060	0,20	<0,003	<0,001	<0,001	<0,01	<0,05	<0,01
V8	0,404	18,4	1,52	1,54	0,032	0,003	0,007	0,0042	0,12	<0,001	<0,001	<0,001	<0,01	<0,05	<0,01
V9	0,415	19,1	1,18	0,32	0,025	0,005	0,005	0,0050	0,12	<0,001	<0,001	<0,001	<0,01	<0,05	<0,01
V10	0,402	18,8	1,05	0,32	1,02	0,003	0,005	0,0046	0,12	<0,001	<0,001	<0,001	<0,01	<0,05	<0,01
V11	0,211	21,8	1,45	0,02	2,98	0,005	0,007	0,0044	<0,001	<0,001	<0,001	<0,001	<0,01	<0,05	<0,01
V12	0,42	19,4	1,48	0,69	3,95	0,003	0,008	0,0052	<0,001	0,07	<0,001	<0,001	<0,001	<0,001	<0,01
V13	0,08	25,0	3,72	0,11	0,031	0,003	0,006	0,0048	0,28	<0,001	0,13	<0,001	<0,01	<0,05	<0,01
V14	0,47	27,2	1,12	0,09	0,042	0,004	0,007	0,0064	<0,001	<0,001	<0,001	<0,001	<0,01	<0,05	<0,01
Productos de laboratorio, indicaciones en % en peso, resto hierro e impurezas inevitables															

Tabla 2

	Límite de estiramiento Rp [MPa]	Resistencia a la tracción Rm [MPa]	Alargamiento a la rotura A [%]	T _{rec}	Tamaño de grano según ASTM	Tiempo de mantenimiento de copa ¹⁾ [días]	Propiedades de unión de cinta laminada en frío, cincada		
							Intervalo de trabajo de soldadura por punto [kA]	Máxima longitud de fisura en el plano de unión [μm]	Tendencia a susceptibilidad a fisuración de soldadura
E1	503	912	46	800	14	24	1,3	0	NO
E2	538	932	45	850	14	33	1,2	0	NO
E3	504	928	44	880	14	32	1,1	0	NO
E4	520	920	47	830	14	36	1,3	0	NO
E5	530	950	49	750	14	28	1,2	0	NO
E6	510	900	52	750	14	30	1,3	0	NO
E7	550	920	48	830	14	34	1,3	0	NO
E8	540	810	42	800	15	37	1,1	0	NO
V1	660	980	46	750	14	2	1,7	0	NO
V2	448	862	50	800	12	19	1,5	100	Sí
V3	342	698	47	835	12	17	1,4	100	Sí
V4	378	699	53	835	12	>50	0,7	250	Sí
V5	437	741	52	835	12	>50	0	300	Sí
V6	458	741	50	835	15	>50	0	0	NO
V7	460	690	39	750	15	>50	0,6	0	NO
V8	631	994	44	750	15	45	0,6	0	NO
V9	540	950	43	750	15	9	1,5	0	NO
V10	550	960	43	750	15	10	1,5	0	NO
V11	370	720	50	800	12	27	1,1	130	Sí
V12	509	923	49	900	14	24	0,6	0	NO
V13	443	772	47	800	14	32	0,4	30	Sí
V14	421	820	47	800	12	7	1,3	80	Sí

¹⁾ Copa β = 2,0 en solución de NaCl al 5 % no cincada

Tabla 3

Acero	Superficie	Tratamiento	Tiempo de mantenimiento de copa en solución de NaCl al 5 %
E2	cincado	-	33 días
E2	cincado	300 °C, 36 h	ilimitado ²⁾
E2	cincado	500 °C, 20 s	ilimitado ²⁾
²⁾ Ensayos interrumpidos después de 180 días			

REIVINDICACIONES

1. Acero de resistencia superior, conformable en frío, con (en % en peso)
C: 0,1 - 1,0 %,
Mn: 10 - 25 %,
Si: hasta el 0,5 %,
Al: 0,3 - 2 %,
Cr: 1,5 - 3,5 %,
S: < 0,03 %,
P: < 0,08 %,
N: < 0,1 %,
Mo: < 2 %,
B: < 0,01 %,
Ni: < 8 %,
Cu: < 5 %,
Ca: hasta el 0,015 %, al menos un elemento del grupo "V, Nb" con la siguiente condición:
Nb: 0,01 - 0,5 %, V: 0,01 - 0,5 %
así como opcionalmente
Ti: 0,01 - 0,5 %
y como resto hierro e impurezas inevitables debidas a la fabricación.
2. Acero de acuerdo con la reivindicación 1, **caracterizado por que** su contenido de C asciende al 0,3 - 0,5 % en peso.
3. Acero de acuerdo con una de las reivindicaciones anteriores, **caracterizado por que** su contenido de Mn asciende al 17 - 22 % en peso.
4. Acero de acuerdo con una de las reivindicaciones anteriores, **caracterizado por que** contiene al menos el 0,2 % en peso de Si.
5. Acero de acuerdo con una de las reivindicaciones anteriores, **caracterizado por que** su contenido de Al asciende al 0,5 - 1,5 % en peso, en particular al 0,5 - 1,3 % en peso.
6. Acero de acuerdo con una de las reivindicaciones anteriores, **caracterizado por que** su contenido de Cr asciende al menos al 1,7 % en peso, en particular al menos al 1,8 % en peso.
7. Acero de acuerdo con una de las reivindicaciones anteriores, **caracterizado por que** su contenido de Cr asciende como máximo al 2,5 % en peso, en particular como máximo al 2,2 % en peso.
8. Acero de acuerdo con una de las reivindicaciones anteriores, **caracterizado por que** su contenido de N asciende al 0,0030 - 0,0250 % en peso.
9. Acero de acuerdo con una de las reivindicaciones anteriores, **caracterizado por que** su contenido de Ni asciende a menos del 5 % en peso.
10. Acero de acuerdo con una de las reivindicaciones anteriores, **caracterizado por que** su contenido de Cu asciende a menos del 3 % en peso.
11. Acero de acuerdo con una de las reivindicaciones anteriores, **caracterizado por que** su contenido de Ca asciende al menos al 0,0015 % en peso.
12. Acero de acuerdo con una de las reivindicaciones anteriores, **caracterizado por que** su resistencia a la tracción asciende al menos a 800 MPa.
13. Producto plano de acero fabricado a partir de un acero creado de acuerdo con una de las reivindicaciones 1 a 12.
14. Producto plano de acero de acuerdo con la reivindicación 13, **caracterizado por que** para la protección contra corrosión de la superficie está revestido con un revestimiento protector metálico.
15. Producto plano de acero de acuerdo con la reivindicación 14, **caracterizado por que** el revestimiento protector metálico está formado por cincado electrolítico, por cincado por inmersión en caliente, por revestimientos recocidos

posteriormente o recocidos después de la galvanización, revestimientos de ZnNi o mediante aluminizado por inmersión en caliente.