

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 715 051**

51 Int. Cl.:

C21D 9/04 (2006.01)

C21D 1/20 (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **29.05.2018** **PCT/AT2018/000049**

87 Fecha y número de publicación internacional: **13.12.2018** **WO18223160**

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **29.05.2018** **E 18732233 (4)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **28.02.2024** **EP 3478861**

54 Título: **Parte de vía y procedimiento para la fabricación de una parte de vía**

30 Prioridad:

07.06.2017 AT 2402017

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

20.06.2024

73 Titular/es:

**VOESTALPINE RAIL TECHNOLOGY GMBH
(100.0%)
Kerpelystraße 199
8700 Leoben, AT**

72 Inventor/es:

**KAMMERHOFER, CHRISTOPH y
BRANTNER, HANS PETER**

74 Agente/Representante:

ELZABURU, S.L.P

ES 2 715 051 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

Parte de vía y procedimiento para la fabricación de una parte de vía

La invención se refiere a una parte de vía, en particular a un carril para vehículos sobre carriles de un acero de baja aleación.

- 5 La invención se refiere, además, a un procedimiento para la fabricación de una parte de vía a partir de un perfil laminado en caliente.

10 Recientemente, el peso de las cargas transportadas en el transporte ferroviario y la velocidad de marcha aumentan constantemente para aumentar la eficiencia del transporte ferroviario. Por lo tanto, los carriles están sujetos a condiciones de funcionamiento difíciles y, por lo tanto, deben ser de mayor calidad para poder soportar cargas más elevadas. Los problemas concretos se manifiestan en un fuerte aumento de la abrasión, especialmente en los carriles montados en arcos, y en la aparición de daños por la fatiga del material, los cuales se desarrollan principalmente en el borde de rodadura, que representa el principal punto de contacto del carril con las ruedas en el arco. Esto provoca daños por fatiga por contacto de rodadura (RCF – rolling contact fatigue). Ejemplos de daños en la superficie RCF son, p. ej., grietas en la cabeza (fatigas por rodadura), resquebrajamientos (desconchados), achatados (deformación de la superficie plástica), ondas de deslizamiento y ondulaciones. Estos daños de la superficie dan como resultado una vida útil más corta del carril, un aumento de las emisiones de ruido e interrupciones operativas. La creciente aparición de defectos se ve acelerada, además, por el constante aumento de las cargas de tráfico. La consecuencia directa de este desarrollo es una mayor necesidad de mantenimiento de los carriles. Sin embargo, la creciente necesidad de mantenimiento contradice las ventanas de mantenimiento cada vez más reducidos. Una mayor densidad de trenes reduce cada vez más el tiempo de procesamiento de los carriles.

20 Aunque los daños mencionados pueden repararse en las primeras etapas mediante rectificado, el carril debe reemplazarse si está gravemente dañado. Durante el funcionamiento, en el caso de arcos a partir de un radio de 500 m o más, es decir, allí donde el desgaste comienza a desempeñar un papel menor, se producen grietas en la cabeza en la zona del borde de marcha del carril en el exterior del arco. Las altas presiones superficiales locales en combinación con el deslizamiento local en el contacto rueda-carril, condicionadas por diferencias en los radios de rodadura, provocan una sollicitación por cizallamiento en el material del carril en la superficie, que se produce con cada vuelco. Se produce la iniciación de grietas y posteriormente su crecimiento a lo largo de la orientación de la capa formada en frío, como se puede observar en las secciones longitudinales de los carriles afectados. En la primera etapa, el crecimiento de la grieta ocurre aproximadamente paralelo a la superficie y luego discurre continuamente hacia el interior del carril. Si las grietas alcanzan una longitud crítica, se pueden producir fallos repentinos y, debido a la periodicidad de las grietas, se pueden romper trozos de carril.

La tasa de desgaste que se produce paralelamente al crecimiento de las grietas es siempre menor tanto para las calidades clásicas totalmente perlíticas como para las bainíticas, por lo que el crecimiento de las grietas predomina de facto.

- 35 Por lo tanto, en el pasado no han faltado intentos de mejorar tanto la resistencia al desgaste como la resistencia a daños por RCF con el fin de aumentar el ciclo de vida de los carriles. Esto se logró, entre otras cosas, mediante la introducción y el uso de aceros bainíticos para carriles.

40 La bainita es una estructura que se puede formar durante el tratamiento térmico del acero que contiene carbono mediante transformación isotérmica o enfriamiento continuo. La bainita se forma a temperaturas y velocidades de enfriamiento que se encuentran entre las de la formación de perlita o bien de martensita. A diferencia de la formación de martensita, en la red cristalina se combinan procesos de plegamiento y procesos de difusión, lo que posibilita diversos mecanismos de transformación. Debido a la dependencia de la velocidad de enfriamiento, el contenido de carbono, los elementos de la aleación y la temperatura de formación resultante, la bainita no posee una estructura característica. Al igual que la perlita, la bainita se compone de las fases ferrita y cementita (Fe₃C), pero se diferencia de la perlita en su forma, tamaño y distribución. Básicamente, la bainita se divide en dos formas estructurales principales, la bainita superior y la bainita inferior.

45 A partir del documento WO 2014/040093 A1 se conoce un procedimiento para fabricar una parte de vía y un acero para carriles, que tiene como objetivo mejorar la resistencia al desgaste, en particular evitar grietas en la cabeza (fatigas de rodadura), y que para ello dispone de una estructura en la cabeza del carril con una estructura de bainita de varias fases con un contenido de ferrita del 5-15 %. Para arcos a partir de un radio de 500 m o más, aparecen no obstante los fenómenos mencionados anteriormente.

El documento GB 2297094 A da a conocer un carril hecho de un acero de baja aleación, consistiendo el acero principalmente en bainita exenta de carburos, con porciones de austenita residual y martensita y una pequeña parte de ferrita proeutectoide.

- 55 Por lo tanto, la invención tiene como objetivo mejorar una parte de vía, en particular un carril que, por razones de coste

y técnica de soldadura, debería estar compuesta de un acero de baja aleación, de tal manera que, por un lado, se dificulte aún más la formación de grietas en el caso de mayores cargas de las ruedas y con arcos más grandes y, por otro lado, el crecimiento inicial de las grietas se ralentice claramente y, por otra parte, el recorrido de las grietas no llegue al interior del carril. Finalmente, la parte de vía debería ser fácil de soldar y tener otras propiedades de material similares tales como, p. ej., una conductividad eléctrica similar y un coeficiente de expansión térmica similar a los aceros que se han acreditado hasta la fecha en la construcción de carriles.

Para solucionar este problema, la invención proporciona, según un primer aspecto, una parte de vía del tipo mencionado al principio, en donde el acero en la cabeza del carril de la parte de vía presenta una proporción de ferrita de 5-15 % en vol. y una proporción de austenita de 5-20 % en vol., una proporción de martensita de 5-20 % en vol. y una proporción de bainita exenta de carburos de 55-75 % en vol., conteniendo el acero de baja aleación carbono, silicio, manganeso, cromo, molibdeno, así como eventualmente vanadio, fósforo y/o azufre como componentes de la aleación y ningún componente de la aleación está presente en una proporción mayor que 1,8 % en peso, utilizándose un acero de baja aleación con el siguiente análisis de referencia:

0,2 - 0,6 % en peso de C

0,9 - 1,2 % en peso de Si

1,2 - 1,8 % en peso de Mn

0,15 - 0,8 % en peso de Cr

0,01 - 0,15 % en peso de Mo, así como eventualmente

0 - 0,25 % en peso de V, en particular 0,01 - 0,25 % en peso de V

0 - 0,016 % en peso de P, en particular 0,01 - 0,016 % en peso de P

0 - 0,016 % en peso de S, en particular 0,01 - 0,016 % en peso de S

resto: hierro.

La bainita exenta de carburos se compone de agujas de ferrita con una alta densidad de dislocación sin precipitados de carburo. Las proporciones de la fase austenítica en la zona de contacto están sujetas a un mecanismo de deformación diferente al de los carriles convencionales que contienen carburo. Esto da como resultado una transformación de fase martensítica inducida por deformación, el efecto TRIP (Transformation Induced Plasticity – plasticidad inducida por transformación) y, posteriormente, un aumento simultáneo de la dureza y la conformabilidad bajo sollicitación plástica. El aumento de la dureza, que es sinónimo de una mayor resistencia a la deformación, tiene un efecto sobre la bainita exenta de carburos circundante en las zonas cercanas a la superficie que resulta más difícil de cortar por cizallamiento. Directamente junto a la superficie de la cabeza del carril las zonas que han sufrido una transformación martensítica están sujetas principalmente a un desgaste abrasivo. La formación de grietas, así como el crecimiento inicial de las grietas se dificultan o ralentizan considerablemente mediante la mayor tenacidad a la fractura de las grietas, de modo que en combinación con el desgaste natural no se produce de hecho crecimiento alguno de las grietas. Por lo tanto, la parte de la vía solo está expuesta al desgaste, de modo que se puede determinar con precisión su vida útil y no es necesario realizar más observaciones para detectar la formación de grietas.

Se consigue una resistencia a las grietas especialmente buena cuando la proporción de bainita exenta de carburos es del 60-70 % en vol.

El contenido de ferrita es preferentemente del 8-13 % en vol.

Además, preferentemente, está previsto que la bainita forme una matriz, en la que austenita, martensita y ferrita estén distribuidas preferentemente de forma homogénea. La austenita y la martensita se presentan preferiblemente, al menos parcialmente, en forma de isla, ya sea poligonal o globular con un tamaño promedio de varios μm , especialmente en el intervalo de 1 - 10 μm . Además, la austenita se presenta de preferencia parcialmente en forma de película con un espesor inferior a 1 μm y una longitud de varios μm . En particular, la martensita se presenta parcialmente como martensita pura con una morfología muy baja o bien apenas revenida, de modo que apenas se presentan precipitaciones de carburo de la martensita. El tamaño de las zonas martensíticas individuales es de aproximadamente 5 μm . La ferrita se presenta en parte como ferrita de límite intergranular y en parte como ferrita poligonal. Además, la perlita de límite intergranular no pretendida se produce principalmente en el interior de la cabeza del carril, porque allí la velocidad de enfriamiento es ligeramente menor que en la zona del borde, que tiene una longitud de varios milímetros.

Como ya se ha mencionado, según la invención se utilizan aceros de baja aleación para minimizar costes y mejorar la soldabilidad. En general, el acero de baja aleación en el contexto de la invención contiene carbono, silicio, manganeso, cromo, molibdeno, así como eventualmente vanadio, fósforo y/o azufre, siendo el resto hierro como

componentes de la aleación.

El objetivo principal de los elementos de la aleación es crear una estructura bainítica exenta de carburos, a pesar de un contenido medio de carbono de alrededor del 0,3 %. Esto se consigue mediante una adición a la aleación intencionada de silicio, que posteriormente se encuentra presente en el cristal mixto. La característica esencial del silicio es que su solubilidad en la fase cementita es muy baja. Esto tiene como consecuencia que la formación de cementita se inhibe o bien retrasa fuertemente cuando el silicio se distribuye homogéneamente. En cambio, la redistribución del carbono ocurre en los intervalos de temperaturas en donde normalmente ocurre la formación de cementita. La razón de esto es que la fase ferrítica puede disolver significativamente menos carbono que la fase austenítica de alta temperatura. Por consiguiente, en el frente de reacción ferrita-austenita se produce un transporte de carbono a la austenita aún no transformada, que se enriquece en carbono y se estabiliza cada vez más térmicamente. La acumulación de carbono en la austenita se detiene cuando se alcanza su máxima solubilidad. Esto se describe gráficamente mediante la llamada curva T_0' , que describe el contenido máximo de carbono en la austenita en función de la temperatura. Una vez alcanzado el contenido máximo, la reacción se detiene, es decir, no se produce más formación de bainita a partir de la austenita enriquecida en carbono. Con un enfriamiento adicional, las zonas de austenita no térmicamente estables se plegarán hasta formar martensita con un contenido más o menos alto de carbono y pueden incluso revenirse.

Según la invención, está previsto que ningún componente de la aleación esté presente en una proporción superior al 1,8 % en peso.

Está previsto que el silicio esté presente en una proporción inferior al 1,2 % en peso. Como ya se mencionó, se agrega silicio para evitar la formación de cementita. La relación silicio-carbono es especialmente importante en este caso, ya que si el contenido de Si es demasiado bajo puede producirse la formación de cementita. Por un lado, los propios carburos no son deseables en la estructura multifásica deseada; por otro lado, debido a la formación de carburos, se dispone de menos carbono para la estabilización de la austenita, lo que posteriormente facilita la formación de martensita. Esto también es indeseable. En el estado de la técnica se especifica un contenido mínimo de silicio del 1,5 % en peso para evitar la formación de cementita con un contenido medio de carbono de aproximadamente el 0,3 % en peso. Sin embargo, en una realización preferida, el contenido de silicio está limitado a 1,20 % en peso, ya que el silicio provoca un fuerte aumento de la resistencia eléctrica y, con ello, pueden resultar problemas con la realimentación de corriente en la vía.

Además, se prevé que el carbono esté presente en una proporción inferior al 0,6 % en peso. El carbono es el elemento que tiene mayor influencia en la temperatura inicial de la martensita. Un contenido de carbono creciente conduce a una disminución de la temperatura inicial de la martensita. La temperatura inicial de martensita no debe ser muy superior a 320 °C para evitar la aparición de mayores cantidades de martensita durante el tratamiento térmico o bien el enfriamiento adicional en el lecho de enfriamiento. La ventaja de un menor contenido de carbono es que la austenita puede absorber más carbono y puede producirse una formación de bainita en mayor medida. Además, el riesgo de formación de cementita no deseada es menor.

El manganeso se añade principalmente a la aleación para contrarrestar la formación de ferrita así como de perlita durante el tratamiento térmico y para producir bainita predominantemente exenta de carburos aumentando la templabilidad. El manganeso es, además, un estabilizador de austenita y, junto con el carbono, reduce la temperatura inicial de la martensita. También se sabe por la bibliografía que a medida que aumenta el contenido de manganeso, la curva T_0' se desplaza hacia contenidos de carbono más bajos, lo que contrarresta la formación continua de bainita exenta de carburos. Por este motivo, el contenido máximo de Mn se limita al 1,8 %, pero preferentemente es claramente inferior por las razones mencionadas anteriormente.

Al igual que el manganeso, el cromo también aumenta la templabilidad, pero tiene un efecto más fuerte que el manganeso. Además, el cromo provoca un endurecimiento de los cristales mixtos, lo que se utiliza conscientemente. Para evitar, por un lado, la aparición de carburos de cromo y, por otro lado, facilitar la soldabilidad, se pretenden contenidos de cromo relativamente bajos.

El vanadio es un elemento de microaleación que aumenta la dureza sin disminuir con ello la tenacidad. Además del endurecimiento de los cristales mixtos, también se produce una separación de las partículas más finas, lo que aumenta la dureza.

Al igual que el manganeso y el cromo, el molibdeno aumenta la templabilidad. La particularidad del molibdeno es que los productos de conversión controlados por difusión, es decir, ferrita y perlita, se desplazan a tiempos de conversión más largos, lo que en la bibliografía se atribuye al efecto "arrastré de soluto". Esto significa que se puede acceder directamente a la zona de bainita, incluso con refrigeración continua. Para este efecto son suficientes incluso contenidos de molibdeno relativamente bajos, de apenas 1/10 %. Sin embargo, el molibdeno influye negativamente en el comportamiento de segregación, de modo que las zonas segregadas se enriquecen significativamente en molibdeno y presentan posteriormente una estructura martensítica. El molibdeno también dificulta considerablemente la soldabilidad. Por estas dos razones, el contenido de molibdeno se mantiene lo más bajo posible para lograr en combinación con el tratamiento térmico una estructura predominantemente exenta de carburos.

Según la invención se utiliza un acero de baja aleación con el siguiente análisis de referencia:

0,2 - 0,6 % en peso de C
 0,9 - 1,2 % en peso de Si
 1,2 - 1,8 % en peso de Mn
 0,15 - 0,8 % en peso de Cr
 0,01 - 0,15% en peso de Mo, así como eventualmente
 0 - 0,25 % en peso de V, en particular 0,01 - 0,25 % en peso de V
 0 - 0,016 % en peso de P, en particular 0,01 - 0,016 % en peso de P
 0 - 0,016 % en peso de S, en particular 0,01 - 0,016 % en peso de S
 resto: hierro.

Se obtuvieron resultados especialmente buenos con un acero de baja aleación mediante el siguiente análisis de referencia:

0,28 - 0,32 % en peso de C
 0,98 - 1,03 % en peso de Si
 1,7 - 1,8 % en peso de Mn
 0,28 - 0,32 % en peso de Cr
 0,08 - 0,13% en peso de Mo, así como eventualmente
 0 - 0,25 % en peso de V, en particular 0,01 - 0,25 % en peso de V
 0 - 0,016 % en peso de P, en particular 0,01 - 0,016 % en peso de P
 0 - 0,016 % en peso de S, en particular 0,01 - 0,016 % en peso de S
 resto: hierro.

5

También se utiliza preferentemente un acero de baja aleación con el siguiente análisis de referencia:

0,44 - 0,52 % en peso de C
 1,05 - 1,17 % en peso de Si
 1,4 - 1,7 % en peso de Mn
 0,36 - 0,80 % en peso de Cr
 0,01 - 0,08 % en peso de Mo, así como eventualmente
 0 - 0,25 % en peso de V, en particular 0,01 - 0,25 % en peso de V
 0 - 0,016 % en peso de P, en particular 0,01 - 0,016 % en peso de P
 0 - 0,016 % en peso de S, en particular 0,01 - 0,016 % en peso de S
 resto: hierro.

10

Una idoneidad especialmente buena para tramos de vía sometidos a grandes cargas resulta preferentemente cuando la parte de vía en la zona de cabecera presenta una resistencia a la tracción R_m de 1150-1400 N/mm². Además, la parte de vía presenta preferentemente en la zona de cabeza una dureza de 320-380 HB.

15

Según un segundo aspecto, la invención proporciona un procedimiento para la fabricación de la parte de vía descrita anteriormente, en donde la parte de vía está hecha de un perfil laminado en caliente, siendo sometida la cabeza del carril del perfil laminado a un enfriamiento controlado con el calor de laminación inmediatamente después de abandonar la caja de laminación, en donde el enfriamiento controlado en una primera etapa implica un enfriamiento al aire del entorno hasta que se alcanza una primera temperatura de 780-830 °C, en una segunda etapa un enfriamiento acelerado hasta una segunda temperatura de 450-520 °C, en una tercera etapa se mantiene la segunda temperatura, en una cuarta etapa se acelera aún más el enfriamiento hasta alcanzar una tercera temperatura de 420-470 °C, en una quinta etapa se mantiene la tercera temperatura y en una sexta etapa se enfría al aire del entorno hasta la temperatura ambiente. El enfriamiento controlado se realiza preferentemente, como ya es conocido, sumergiendo al menos la cabeza del carril en un medio refrigerante líquido. Mediante el enfriamiento acelerado en el medio refrigerante líquido se pueden controlar de forma selectiva y en poco tiempo los intervalos de temperatura deseados, sin pasar por zonas de fases no deseadas.

20

Preferentemente está previsto que el enfriamiento acelerado se realice en la segunda etapa con una tasa de

enfriamiento de 2-5 °C/s.

Preferiblemente está previsto que durante la segunda etapa la parte de vía esté completamente sumergida en el medio refrigerante.

- 5 La etapa de mantenimiento entre 450 °C – 520 °C (tercera etapa) está destinado principalmente a lograr un equilibrio de temperatura entre la superficie de la cabeza del carril en contacto con el medio refrigerante y el interior de la cabeza del carril para mantener un recalentamiento más fuerte en la segunda etapa de retención (quinta etapa) al mínimo. Además, este intervalo de temperaturas representa la siguiente particularidad para el acero con la composición química mencionada anteriormente: el grado de formación de ferrita puede verse influenciado o no por la velocidad de enfriamiento (y con ello el tiempo hasta que se alcanza el intervalo de temperaturas), así como por el tiempo pasado en este intervalo de temperaturas. En determinadas circunstancias también se puede formar perlita con límites de grano en este intervalo de temperaturas. Para conseguir los efectos mencionados anteriormente está previsto preferentemente que la tercera etapa se prolongue durante un periodo de 10 a 300 s, preferentemente de 30 a 60 s.

Preferentemente está previsto que el enfriamiento acelerado se realice en la cuarta etapa con una velocidad de enfriamiento de 2-5 °C/s.

- 15 Preferentemente está previsto que en la cuarta etapa la parte de vía se sumerja en el medio refrigerante únicamente con la cabeza del carril.

- 20 La segunda etapa de mantenimiento entre 420 °C y 470 °C (quinta etapa) sirve para formar la bainita exenta de carburos con redistribución simultánea de carbono en la austenita circundante. En este intervalo de temperaturas, la austenita está presente predominantemente como tipo isla, más que como tipo película. La intensidad de la redistribución del carbono en esta zona determina cuánto puede acumularse la austenita en el carbono y permanezca metaestable como austenita o se transforme en martensítica al enfriarse ulteriormente. Para el ajuste estructural también es especialmente importante que durante el enfriamiento acelerado (cuarta etapa) la temperatura no descienda por debajo de 400 °C, ya que de lo contrario se formaría la etapa inferior de bainita, acompañada de finos precipitados de cementita. Para conseguir estos efectos está previsto preferentemente que la tercera etapa se prolongue durante un periodo de 50 a 600 s, preferentemente de 100-270 s.

Las dos etapas de mantenimiento (tercera y quinta etapa) se pueden ajustar, p. ej., enfriando hasta el límite inferior del intervalo de temperaturas con subsiguiente recalentamiento.

Preferiblemente está previsto que la parte de vía se mantenga en una posición alejada del medio refrigerante durante la tercera y/o quinta etapa.

- 30 Dado que el intervalo de temperaturas de los dos puntos de retención depende de los elementos de la aleación del respectivo acero y de sus proporciones, el valor de la primera temperatura y el valor de la segunda temperatura deben determinarse previamente con precisión para el respectivo acero. A continuación, durante el enfriamiento controlado se mide continuamente la temperatura del carril, comenzando o finalizando las etapas de enfriamiento y mantenimiento cuando se alcanzan los respectivos umbrales de temperatura. Dado que la temperatura de la superficie del carril puede variar a lo largo de toda la longitud de la vía, pero el enfriamiento se realiza de manera uniforme para toda la parte de vía, se prefiere registrar la temperatura en varios puntos de medición distribuidos a lo largo de la parte de vía y para formar un valor de temperatura promedio, que se utiliza para controlar el enfriamiento controlado.

- 40 Durante el enfriamiento controlado utilizando el medio refrigerante líquido, el medio refrigerante pasa por tres fases del proceso de enfriamiento. En la primera fase, la fase de película de vapor, la temperatura en la superficie de la cabeza del carril es tan alta que el medio refrigerante se evapora rápidamente y se forma una fina película de vapor aislante (efecto Leidenfrost). Esta fase de película de vapor depende en gran medida, entre otras cosas, del calor de formación de vapor del medio refrigerante, de la calidad de la superficie de la parte de vía tal como, p. ej., las incrustaciones, o de la composición química y el diseño del depósito de refrigeración. En la segunda fase, la fase de cocción, el medio refrigerante entra en contacto directo con la superficie caliente del cabezal del carril e inmediatamente hierve, lo que da como resultado una alta velocidad de enfriamiento. La tercera fase, la fase de convección, comienza cuando la temperatura de la superficie de la parte de la vía ha descendido hasta el punto de ebullición del medio refrigerante. En este intervalo, la velocidad de enfriamiento está influenciada esencialmente por la velocidad de flujo del medio refrigerante.

- 50 La transición de la fase de película de vapor a la fase de cocción se produce habitualmente de forma relativamente incontrolada y espontánea. Dado que la temperatura del carril está sujeta a determinadas fluctuaciones de temperatura relacionadas con la producción a lo largo de toda la longitud del tramo de vía, existe el problema de que la transición de la fase de película de vapor a la fase de cocción se produce en diferentes momentos en diferentes zonas longitudinales de la parte de vía. Esto conduciría a una estructura desigual a lo largo de la parte de la vía y, en consecuencia, a propiedades del material desiguales. Para estandarizar el tiempo de transición de la fase de película de vapor a la fase de cocción a lo largo de toda la longitud del carril, un procedimiento preferido prevé que durante la tercera etapa se introduzca un medio de presión gaseoso que rompa la película tal como, p. ej., nitrógeno a la cabeza

del carril a lo largo de toda la longitud de la parte de vía para romper la película de vapor a lo largo de toda la parte de vía e iniciar la fase de cocción.

- 5 En particular, se puede proceder de manera que el estado del medio refrigerante se controle durante la segunda y/o cuarta etapa a lo largo de toda la longitud de la parte de vía y el medio de presión gaseoso rompedor de la película se lleve a la cabeza del carril tan pronto como ya se detecte la primera aparición de la fase de cocción en una zona parcial de la longitud de la parte de vía.

El medio de presión gaseoso rompedor de la película se lleva preferiblemente a la cabeza del carril aprox. 20-100 s, en particular aprox. 50 s, después del inicio de la segunda y/o cuarta etapa.

La invención se explica a continuación con más detalle con ayuda de ejemplos de realización.

10 Ejemplo 1

En un primer ejemplo de realización, se formó un carril con un perfil de carril estándar con acero de baja aleación mediante laminación en caliente utilizando el siguiente análisis de referencia:

0,3 % en peso de C
1,0 % en peso de Si
1,74 % en peso de Mn
0,31 % en peso de Cr
0,1 % en peso de Mo
0,014 % en peso de S
0,014 % en peso de P
20 ppm de Al
70 ppm de N

No se agregaron a la aleación boro ni titanio. Resto Fe y elementos acompañantes no deseados.

- 15 Inmediatamente después de abandonar la caja de laminación, el carril se sometió a un enfriamiento controlado mediante el calor de laminación. El enfriamiento controlado se explica a continuación utilizando el diagrama de conversión de tiempo-temperatura representado en la Figura 1, reproduciendo la línea marcada con 1 el proceso de enfriamiento. En una primera etapa, el carril se enfría al aire del entorno hasta una temperatura de 810 °C. En una
20 segunda etapa se sumerge el carril en toda su longitud y con toda su sección transversal en el medio refrigerante líquido y se ajusta una velocidad de enfriamiento de 4 °C/s. Después de aprox. 85 s, se retiró el carril del baño de enfriamiento y se midió una temperatura de la superficie inicial de la cabeza del carril de 470 °C, alcanzando el punto 2. El carril se mantuvo en una posición alejada del medio refrigerante durante un período de aprox. 45 s. Un
25 recalentamiento a una temperatura de 500 °C puede ocurrir dentro de los primeros 5 s. Cuando se alcanzó el punto 3, el carril se sumergió nuevamente en el baño de enfriamiento y se enfrió a 440 °C (punto 4) a una velocidad de enfriamiento de 4 °C/s. Esta temperatura se mantuvo durante 100 s. Cuando se alcanzó el punto 5, el carril se enfrió a temperatura ambiente al aire del entorno.

Mediante el enfriamiento controlado descrito anteriormente, se logró la siguiente estructura en la cabeza del carril:

60-70 % en vol. de bainita exenta de carburos,
8-13 % en vol. de ferrita,
11-18 % en vol. de austenita,
5-15 % en vol. de martensita.

La microestructura se representa en la Fig. 2. Se midieron las siguientes propiedades del material:

- 30 0,2 % Límite elástico: 750 MPa $\pm$ 10 MPa
Resistencia a la tracción: 1130 MPa $\pm$ 10 MPa
Alargamiento de rotura: 17 % $\pm$ 1 %
Dureza de la superficie: 330 HB $\pm$ 5 HB
Tenacidad a la fractura K_{Ic} en la muestra estándar a temperatura ambiente: 58 MPa $\sqrt{m}$ $\pm$ 3 MPa $\sqrt{m}$

Ejemplo 2

En un segundo ejemplo de realización se formó un carril con un perfil de carril estándar con acero de baja aleación mediante laminación en caliente utilizando el siguiente análisis de referencia:

0,5 % en peso de C
1,1 % en peso de Si
1,5 % en peso de Mn
0,7 % en peso de Cr
0,01 % en peso de Mo

0,20 % en peso de V
0,014 % en peso de S
0,014 % en peso de P
20 ppm de Al
70 ppm de N

- 5 Resto Fe y elementos acompañantes no deseados.

El tratamiento térmico se llevó a cabo como en el Ejemplo 1.

Para aumentar la resistencia al desgaste en comparación con el Ejemplo 1 (0,3 % en peso de C) y al mismo tiempo mantener la ausencia de grietas, en el Ejemplo 2 se utiliza un material con un contenido de carbono claramente mayor (0,5 % en peso de C).

- 10 La ventaja que aporta un mayor contenido de carbono es que puede producirse un mayor enriquecimiento tanto en austenita como en martensita, fortaleciendo por consiguiente estos dos componentes estructurales, lo cual tiene un efecto muy positivo en la resistencia al desgaste. El tratamiento térmico (enfriamiento acelerado) reduce la mayor tendencia a la formación de perlita debido al mayor contenido de carbono - es decir, la zona en la que tiene lugar la formación de perlita se atraviesa muy rápidamente, de modo que no pueden eliminarse cantidades significativas de perlita en la superficie de la cabeza del carril (hasta 10 mm de profundidad). Esto significa que la estructura sigue estando formada por los componentes estructurales enumerados anteriormente.
- 15

Se midieron las siguientes propiedades del material:

0,2 % Límite elástico: 900 MPa $\pm$ 10 MPa

Resistencia a la tracción: 1320 MPa $\pm$ 10 MPa

- 20 Alargamiento de rotura: 13 % $\pm$ 1 %

Dureza de la superficie: 380 HB $\pm$ 5 HB

Tenacidad a la fractura K_{Ic} en la muestra estándar a temperatura ambiente: 53 MPaVm $\pm$ 3 MPaVm

REIVINDICACIONES

1. Parte de vía, en particular carril para vehículos sobre carriles, **caracterizada por que** el acero en la cabeza del carril de la parte de vía presenta una proporción de ferrita de 5-15 % en vol., una proporción de austenita de 5-20 % en vol., una proporción de martensita de 5-20 % en vol. y una proporción de bainita exenta de carburos de 55-75 % en vol., y en donde el acero de baja aleación contiene como componentes de la aleación carbono, silicio, manganeso, cromo, molibdeno, así como eventualmente vanadio, fósforo y/o azufre y el resto hierro y ningún componente de la aleación está presente en una proporción mayor que 1,8 % en peso, en donde se emplea un acero de baja aleación que tiene el siguiente análisis de referencia:

0,2 - 0,6 % en peso de C
0,9 - 1,2 % en peso de Si
1,2 - 1,8 % en peso de Mn
0,15 - 0,8 % en peso de Cr
0,01 - 0,15 % en peso de Mo, así como eventualmente
0 - 0,25 % en peso de V, en particular 0,01 - 0,25 % en peso de V
0 - 0,016 % en peso de P, en particular 0,01 - 0,016 % en peso de P
0 - 0,016 % en peso de S, en particular 0,01 - 0,016 % en peso de S
resto: hierro.
2. Parte de vía según la reivindicación 1, caracterizada por que la proporción de bainita exenta de carburos es de 60-70 % en vol.
3. Parte de vía según la reivindicación 1 o 2, caracterizada por que la proporción de ferrita es de 8-13 % en vol.
4. Parte de vía según la reivindicación 1, 2 o 3, caracterizada por que la bainita forma una matriz en donde están distribuidas, de preferencia de forma homogénea, austenita, martensita y ferrita.
5. Parte de vía según una de las reivindicaciones 1 a 4, caracterizada por que la proporción de austenita y la proporción de martensita están presentes, al menos en parte, en forma de isla.
6. Parte de vía según una de las reivindicaciones 1 a 5, caracterizada por que se utiliza un acero de baja aleación con el siguiente análisis de referencia:

0,28 - 0,32 % en peso de C
0,98 - 1,03 % en peso de Si
1,7 - 1,8 % en peso de Mn
0,28 - 0,32 % en peso de Cr
0,08 - 0,13 % en peso de Mo, así como eventualmente
0 - 0,25 % en peso de V, en particular, 0,01 - 0,25 % en peso de V
0 - 0,016 % en peso de P, en particular, 0,01 - 0,016 % en peso de P
0 - 0,016 % en peso de S, en particular, 0,01 - 0,016 % en peso de S
resto: hierro.
7. Parte de vía según una de las reivindicaciones 1 a 6, caracterizada por que se emplea un acero de baja aleación que tiene el siguiente análisis de referencia:

0,44 - 0,52 % en peso de C
1,05 - 1,17 % en peso de Si
1,4 - 1,7 % en peso de Mn
0,36 - 0,80 % en peso de Cr
0,01 - 0,08 % en peso de Mo, así como eventualmente
0 - 0,25 % en peso de V, en particular, 0,01 - 0,25 % en peso de V
0 - 0,016 % en peso de P, en particular, 0,01 - 0,016 % en peso de P
0 - 0,016 % en peso de S, en particular, 0,01 - 0,016 % en peso de S
resto: hierro.

8. Parte de vía según una de las reivindicaciones 1 a 7, caracterizada por que la parte de vía presenta en la zona de cabeza una resistencia a la tracción R_m de 1050-1400 N/mm².
9. Parte de vía según una de las reivindicaciones 1 a 8, caracterizada por que la parte de vía presenta en la zona de cabeza una dureza de 320-400 HB.
- 5 10. Procedimiento para la fabricación de una parte de vía según una de las reivindicaciones 1 a 9 a partir de un perfil laminado en caliente, **caracterizado por que** la cabeza del carril del perfil laminado se somete, inmediatamente después de abandonar la caja de laminación, con el calor de laminación a un enfriamiento controlado, comprendiendo el enfriamiento controlado en una primera etapa, un enfriamiento al aire del entorno hasta alcanzar una primera temperatura de 780-830 °C, en una segunda etapa, un enfriamiento acelerado a una segunda temperatura de 450-520 °C, en una tercera etapa, el mantenimiento de la segunda temperatura, en una cuarta etapa, un enfriamiento acelerado adicional hasta alcanzar una tercera temperatura de 420-470 °C, en una quinta etapa, el mantenimiento de la tercera temperatura, y en una sexta etapa, el enfriamiento al aire del entorno hasta la temperatura ambiente.
- 10 11. Procedimiento según la reivindicación 10, caracterizado por que el enfriamiento acelerado en la segunda etapa tiene lugar a una tasa de enfriamiento de 2-5 °C/s.
- 15 12. Procedimiento según la reivindicación 10 u 11, caracterizado por que la tercera etapa se extiende a lo largo de un tiempo de 10-300 s, preferiblemente de 30-60 s.
13. Procedimiento según la reivindicación 10, 11 o 12, caracterizado por que el enfriamiento acelerado en la cuarta etapa tiene lugar una tasa de enfriamiento de 2-5 °C/s.
- 20 14. Procedimiento según una de las reivindicaciones 10 a 13, caracterizado por que la quinta etapa se extiende a lo largo de un tiempo de 50-600 s, preferiblemente de 100-270 s.
15. Procedimiento según una de las reivindicaciones 10 a 14, caracterizado por que durante la tercera y/o la quinta etapa tiene lugar un recalentamiento.
- 25 16. Procedimiento según una de las reivindicaciones 10 a 15, caracterizado por que la temperatura se toma en una pluralidad de puntos de medición distribuidos a lo largo de la parte de vía y se forma un valor medio de la temperatura al cual se recurre para el control del enfriamiento controlado.
17. Procedimiento según una de las reivindicaciones 10 a 16, caracterizado por que el enfriamiento controlado tiene lugar mediante inmersión de al menos la cabeza del carril en un medio refrigerante líquido.
- 30 18. Procedimiento según una de las reivindicaciones 10 a 17, caracterizado por que el enfriamiento durante la segunda o cuarta etapa se controla de manera que el medio refrigerante en la superficie de la cabeza del carril configura primero una película de vapor y después hierve en la superficie.
19. Procedimiento según la reivindicación 18, caracterizado por que durante la segunda y/o cuarta etapa se conduce un medio de presión gaseoso, tal como, p. ej., nitrógeno rompedor de la película, a lo largo de toda la longitud de la parte de vía junto a la cabeza del carril con el fin de romper la película de vapor a lo largo de toda la longitud de la parte de vía y de introducir la fase de cocción.
- 35 20. Procedimiento según la reivindicación 19, caracterizado por que el estado del medio refrigerante se controla durante la segunda y/o cuarta etapa a lo largo de toda la longitud de la parte de vía y el medio de presión gaseoso rompedor de la película se lleva a la cabeza del carril tan pronto como se detecte la primera aparición de la fase de cocción en una zona parcial de la longitud de la parte de vía.
- 40 21. Procedimiento según la reivindicación 19 o 20, caracterizado por que el medio de presión gaseoso rompedor de la película se lleva a la cabeza del carril aprox. 20-100 s, en particular aprox. 50 s, después del comienzo de las etapas segunda y/o cuarta.
22. Procedimiento según una de las reivindicaciones 10 a 21, caracterizado por que la parte de vía se sumerge completamente en el medio refrigerante durante la segunda etapa.
- 45 23. Procedimiento según una de las reivindicaciones 10 a 22, caracterizado por que la parte de vía se mantiene en una posición alejada del medio refrigerante durante las etapas tercera y/o quinta.
24. Procedimiento según una de las reivindicaciones 10 a 23, caracterizado por que durante la cuarta etapa, la parte de vía se sumerge en el medio refrigerante únicamente con la cabeza del carril.

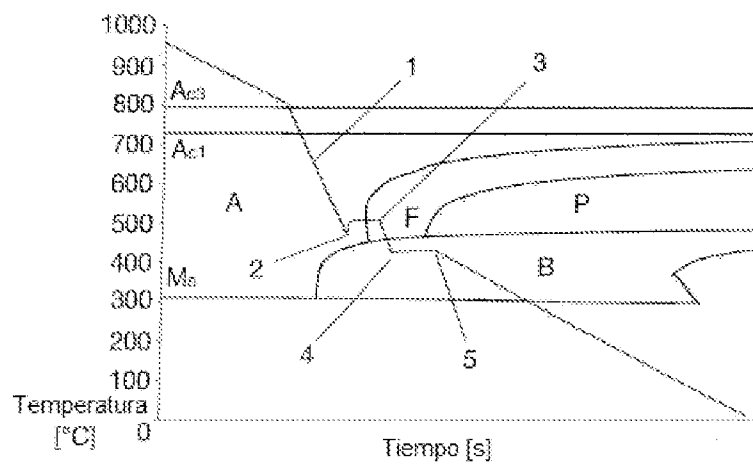


Fig. 1

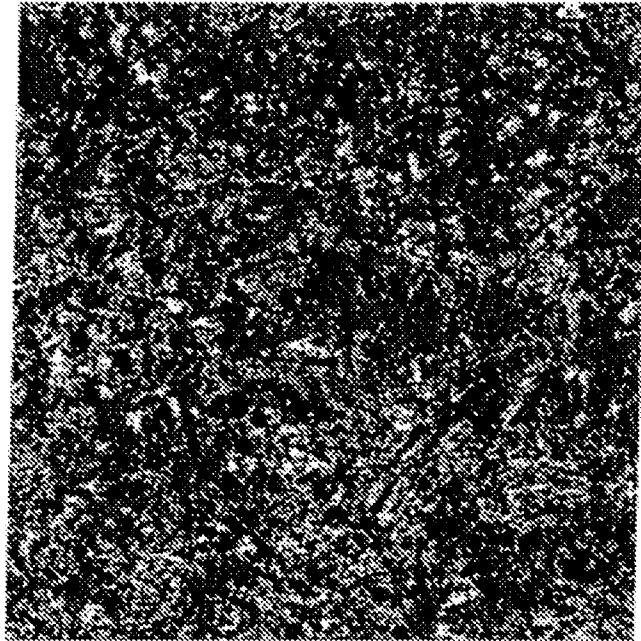


Fig. 2