

19



OFICINA ESPAÑOLA DE
PATENTES Y MARCAS

ESPAÑA



11 Número de publicación: **2 613 684**

51 Int. Cl.:

C22C 38/02 (2006.01)

C21D 9/14 (2006.01)

C22C 38/44 (2006.01)

C22C 38/46 (2006.01)

E21B 17/02 (2006.01)

12

TRADUCCIÓN DE PATENTE EUROPEA

T3

86 Fecha de presentación y número de la solicitud internacional: **16.12.2013 PCT/EP2013/076740**

87 Fecha y número de publicación internacional: **26.06.2014 WO2014095747**

96 Fecha de presentación y número de la solicitud europea: **16.12.2013 E 13811174 (5)**

97 Fecha y número de publicación de la concesión europea: **16.11.2016 EP 2935639**

54 Título: **Acero bainítico para componente perforador de rocas**

30 Prioridad:

20.12.2012 EP 12198569

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

25.05.2017

73 Titular/es:

**SANDVIK INTELLECTUAL PROPERTY AB
(100.0%)**

81181 Sandviken, SE

72 Inventor/es:

**LINDÉN, JOHAN y
ANTONSSON, TOMAS**

74 Agente/Representante:

DE ELZABURU MÁRQUEZ, Alberto

ES 2 613 684 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 bainítico para componente perforador de rocas

Campo técnico

5 La presente invención se refiere a un acero bainítico de acuerdo con el preámbulo de la reivindicación 1. La presente invención se refiere también a un componente de barra perforadora de acuerdo con el preámbulo de la reivindicación 7. La presente invención se refiere también a un método para fabricar un componente de barra perforadora de acuerdo con el preámbulo de la reivindicación 10. La presente invención se refiere también al uso del acero bainítico de la invención de acuerdo con el preámbulo de la reivindicación 15.

Antecedentes

10 Las barras perforadoras para trabajos de minería y construcción comprenden típicamente una porción central de la barra, un extremo macho roscado y un extremo hembra roscado. Cuando funciona, una cabeza perforadora o barrena perforadora está roscada en el extremo macho de la barra y la cabeza perforadora es introducida en la roca o terreno por un mecanismo de perforación. Un tipo de perforación es la denominada “perforación por martillo desde arriba” en la que el mecanismo de perforación está dispuesto para proporcionar a la barra perforadora un movimiento intenso de rotación y percusión. A medida que progresa la longitud del agujero perforado, la barra perforadora puede ser alargada roscando más barras perforadoras sobre el extremo de la barra precedente.

15 Las barras perforadoras se pueden fabricar forjando y roscando los extremos de una barra de acero en conectores macho y hembra acoplados. Sin embargo, la práctica actual más común es fabricar los conectores macho y hembra por separado y acoplar después los conectores mediante soldadura por frotamiento al extremo respectivo de la barra de acero.

20 Un problema relacionado con las barras perforadoras es su vida útil relativamente corta puesto que la velocidad a la que se desgastan y tienen que ser reemplazadas las barras perforadoras tiene una influencia directa sobre el coste total de la operación de perforación. Otro problema es la resistencia de la barra. Si se rompe una barra, se puede necesitar un tiempo considerable para extraerla del agujero que se está perforando.

25 En el pasado se han realizado trabajos para mejorar las barras perforadoras. Por ejemplo, el documento WO 97/27022 se refiere al problema de zonas de material blando que se forman en la interfaz entre el conector y la barra central después de soldar por frotamiento. Cuando se sueldan por frotamiento un conector y una barra central, se desprende calor en la interfaz entre el conector y la barra central. La zona calentada se denomina “zona afectada por el calor”. En la zona afectada por el calor se recuece el material de acero y se forma una zona de material blando en la interfaz entre la barra y el conector. La zona blanda es la parte más débil de la barra perforadora y típicamente es la posición donde se rompe la barra perforadora. Para resolver este problema, el documento WO 97/27022 propone un acero en el que se ha equilibrado la composición química de modo que la dureza de la porción más recocida en la zona afectada por el calor tiene una dureza igual a la dureza de la porción central de la barra perforadora.

30 El acero descrito en el documento WO 97/27022 ha originado mejoras en la vida útil de barras perforadoras, en particular en vista del fallo en la interfaz entre el conector y la barra central. Sin embargo, la vida útil global de barras perforadoras todavía no es suficiente.

35 Una observación en campo ha mostrado que el fallo actual en barras perforadoras raramente se produce en la interfaz entre el conector y la barra central. En su lugar, la duración de las barras perforadoras parece estar limitada por fallo en la porción roscada de los conectores.

40 En consecuencia, un objeto de la presente invención es resolver por lo menos uno de los problemas antes mencionados. En particular, un objeto de la presente invención es conseguir una composición mejorada del acero que permita la fabricación de barras perforadoras con una vida útil larga. Otro objeto de la presente invención es conseguir un componente perforador de coste eficaz que se pueda usar durante un largo período de tiempo. También un objeto de la presente invención es conseguir un método para producir componentes perforadores resistentes al desgaste. También otro objeto de la presente invención se refiere al uso de la composición mejorada de acero en componentes perforadores de rocas.

Resumen de la invención

45 De acuerdo con la invención, por lo menos uno de estos objetos se consigue por un acero bainítico que comprende (en % en peso):

ES 2 613 684 T3

	C	0,16-0,23
	Si	0,8-1,0
	Mo	0,67-0,9
	Cr	1,10-1,30
5	V	0,18-0,4
	Ni	1,60-2,0
	Mn	0,65-0,9
	P	≤0,020
	S	≤0,02
10	Cu	<0,20
	N	0,005-0,012 %p

siendo el resto Fe e impurezas inevitables.

15 El acero de la invención se dirige principalmente a producir componentes endurecidos en su superficie que están sometidos a desgaste repetido a temperaturas elevadas, esto es, a 300-500°C, por ejemplo, conectores roscados endurecidos en su superficie en barras perforadoras. Estos componentes tienen una zona superficial martensítica y una porción central bainítica-martensítica.

Resultados de ensayos en campo realizados durante perforaciones con martillo han mostrado que barras perforadoras endurecidas en su superficie y fabricadas a partir del acero de la invención duran sorprendentemente más que barras perforadoras fabricadas a partir de acero convencional.

20 Durante la perforación de rocas o suelos con martillo por encima del terreno, la barra perforadora está sometida a una percusión intensa originada por el mecanismo de perforación. La percusión causa una onda de choque que progresa, a través de las barras perforadoras interconectadas, hacia abajo hasta el mecanismo de perforación en el fondo del agujero. Cuando la onda de choque progresa a través de las barras interconectadas, aproximadamente el 5% de la energía se pierde en forma de calor que se desprende principalmente en las roscas de los conectores macho y hembra de las barras perforadoras interconectadas. En consecuencia, la temperatura de trabajo en los conectores durante la perforación con martillo es elevada, típicamente de hasta 300°C, aunque puede alcanzar 500°C. En perforaciones con martillo por encima del terreno, típicamente se usa aire para enfriar las barras perforadoras y también para separar los cortes de perforación. Sin embargo, el aire no es un fluido eficaz de enfriamiento y no enfría las barras perforadoras suficientemente para evitar que el calor desprendido cause que la superficie martensítica de las roscas de los conectores de las barras perforadoras se transforme en las fases más blandas de cementita y ferrita. En barras perforadoras convencionales, la transformación de la martensita puede causar que se reblandezca la superficie de las roscas y causar finalmente que se deterioren los conectores porque la resistencia al desgaste adherente está en relación directa con la dureza.

35 La razón para la vida útil sorprendentemente larga de las barras perforadoras fabricadas a partir del acero de la invención no está explicada completamente. Sin embargo, sin estar ligado por teoría alguna, se cree que las cantidades equilibradas de los elementos de la aleación silicio, molibdeno, cromo y vanadio presentes en el acero causan que la superficie martensítica de los conectores de las barras perforadoras conserve la dureza a las elevadas temperaturas de trabajo durante la perforación con martillo.

40 El silicio estabiliza al carburo ϵ y, por lo tanto, retrasa la transformación de la zona superficial martensítica dura de los conectores en cementita y ferrita más blandas hasta temperaturas de aproximadamente 300°C. Sin embargo, como la temperatura se incrementa en los conectores durante la perforación, la fase martensítica de la superficie de los conectores endurecidos en su superficie puede iniciar finalmente la transformación en cementita y ferrita. Por lo tanto, disminuye la cantidad de martensita en la zona superficial de los conectores y, en consecuencia, disminuye también la dureza de la zona superficial. Durante la transformación de la martensita en cementita y ferrita, se libera carbono en el acero.

45 En el acero de la invención, los elementos de la aleación molibdeno, cromo y vanadio forman carburos duros y estables con el carbono en exceso procedente de la fase martensítica transformada. Los carburos duros precipitan en la fase martensítica remanente de los conectores y compensan así la dureza, que se pierde por la transformación de martensita en cementita.

La porción central de los conectores consiste en martensita y bainita. La bainita es una mezcla fina de las fases de cementita y ferrita. La bainita es estable a temperaturas elevadas y, por lo tanto, permanece suficientemente resistente para soportar la zona superficial endurecida de los conectores a las elevadas temperaturas de trabajo.

De acuerdo con una alternativa, la cantidad de Si en el acero de la invención es 0,85-0,95% en peso.

5 De acuerdo con una alternativa, la cantidad de Mo en el acero de la invención es 0,70-0,80% en peso.

De acuerdo con una alternativa, la cantidad de Cr en el acero de la invención es 1,20-1,25% en peso.

De acuerdo con una alternativa, la cantidad de V en el acero de la invención es 0,20-0,30% en peso, preferiblemente 0,2-0,25% en peso-

10 De acuerdo con una alternativa, la cantidad de N en el acero de la invención es 0,005-0,008% en peso, más preferiblemente 0,008-0,012% en peso.

La invención se refiere también a un componente para perforar rocas que comprende el acero de la invención.

El componente puede ser un conector macho o hembra roscado a una barra perforadora.

Por ejemplo, el componente es una barra perforadora que comprende un conector macho roscado y un conector hembra roscado.

15 La invención se refiere también a un método para fabricar un componente para perforar rocas, que comprende las etapas de:

– (a) formar a partir del acero de la invención un componente para perforar rocas como el descrito anteriormente;

– (b) calentar el citado componente a la temperatura de austenización;

20 – (c) mantener el citado componente a la temperatura de austenización en una atmósfera que contiene carbono durante un tiempo predeterminado;

– (d) enfriar el citado componente.

Preferiblemente, el citado componente se calienta a una temperatura de 900-1.000°C.

Preferiblemente, el citado componente se calienta en una atmósfera de CO y H₂.

25 Preferiblemente, el componente se calienta durante 3-6 horas.

Preferiblemente, el componente se enfría en aire.

La invención se refiere también al uso del acero bainítico de la invención en conectores endurecidos en su superficie para barras perforadoras durante la perforación, enfriada por aire, por martillo por encima del terreno.

Descripción detallada de la invención

30 El acero de la invención comprende los siguientes elementos en porcentajes en peso (% en peso):

Carbono (C). Se incluye carbono en el acero de la invención para conseguir resistencia y regular la estructura final del acero, que debe ser bainítica. También se añade carbono al acero de la invención para asegurar la formación de carburos. Los carburos proporcionan un efecto de endurecimiento por precipitación en la estructura bainítica del acero. Los carburos evitan además que los granos crezcan en el acero por coalescencia y aseguran por ello granos finos en el acero y, en consecuencia, alta resistencia. El contenido de carbono en el acero debe ser, por lo tanto, por lo menos 0,16% en peso. Un contenido demasiado alto de carbono reduce la resistencia del acero al impacto. Por lo tanto, el contenido de carbono debe estar limitado a 0,23% en peso. Preferiblemente, el contenido de carbono es 0,16-0,20% en peso.

40 En la fabricación del acero se usa silicio (Si) como desoxidante y, por lo tanto, en el acero siempre están presentes ciertas cantidades de silicio. El silicio tiene un efecto positivo sobre el acero de la invención porque incrementa la capacidad de endurecimiento, esto es, la velocidad a la que la fase austenítica se transforma en martensita durante el temple. En el acero de la invención, el silicio es un elemento importante de la aleación porque retrasa la transformación de martensita en cementita y ferrita.

45 La martensita es una fase inestable y, cuando se calienta, se transforma, mediante diversos carburos, en cementita y ferrita, lo cual origina menor dureza del acero. El silicio estabiliza al carburo ε, que es uno de los carburos que precede a la fase de cementita durante la transformación de la martensita y retrasa por ello la transformación de la martensita. Además, durante la disolución de la fase martensítica, el carbono se debe difundir por el acero a los

carburos para que crezcan los carburos. La presencia de silicio en el acero incrementa la actividad del carbono en el acero que, a su vez, retrasa el crecimiento de los carburos ya formados y también la nucleación de nuevos carburos. También este mecanismo retrasa sustancialmente la transformación de la martensita. Por lo tanto, el silicio tiene un efecto positivo sobre la retención de la resistencia de la zona superficial en componentes endurecidos en la superficie del acero de la invención a altas temperaturas.

Sin embargo, el silicio estabiliza a la ferrita y, por lo tanto, cantidades demasiado altas de silicio originan un incremento de la temperatura A1. Esto tiene un efecto negativo porque, durante el endurecimiento, el acero debe ser tratado a temperaturas más altas, lo cual origina crecimiento de los granos en la fase austenítica y reduce por ello la resistencia. En consecuencia, la cantidad de silicio en el acero de la invención se limita a 0,80-1,0% en peso. Preferiblemente, la cantidad de silicio es 0,85-0,95% en peso.

El molibdeno, cromo y vanadio son elementos clave en el acero de la invención porque forman carburos duros que compensan la pérdida de dureza cuando la fase martensítica se transforma en cementita y ferrita. El molibdeno, cromo y vanadio, formadores de diferentes carburos, forman carburos estables a diversas temperaturas. De aquí, a temperaturas bajas y, por lo tanto, a una transformación moderada de la martensita, precipitan principalmente carburos ricos en molibdeno. Cuando se incrementa la temperatura, se incrementa la transformación de la martensita. Sin embargo, a temperaturas más altas, precipitan primero carburos ricos en cromo y posteriormente, a temperaturas aún más altas, precipitan también carburos ricos en vanadio. Esto proporciona el efecto de que la dureza de la martensita en la superficie del conector se mantiene sustancialmente constante en un amplio intervalo de temperaturas de trabajo.

El molibdeno (Mo) forma carburos estables ricos en molibdeno estables a una temperatura desde 300°C hasta aproximadamente 500°C y compensa la disminución de la dureza cuando la fase martensítica se transforma en cementita y ferrita. Para asegurar que precipita una cantidad suficiente de carburos, el contenido de molibdeno debe ser por lo menos 0,07% en peso. Sin embargo, el molibdeno estabiliza a la austenita y, por lo tanto, tiene una influencia muy fuerte sobre la capacidad de endurecimiento. Por lo tanto, cantidades demasiado altas de molibdeno podrían originar también la formación de martensita en la porción central del conector, lo cual hace frágil al conector. Cantidades altas de molibdeno podrían causar también la formación de un máximo secundario de dureza. Por lo tanto, el límite superior del contenido de molibdeno en el acero de la invención es 0,9% en peso. Preferiblemente el contenido de molibdeno en el acero es 0,67 a 0,83% en peso.

El cromo (Cr) forma con el carbono carburos estables ricos en cromo. Algunos carburos ricos en cromo precipitan incluso a temperaturas bajas, por ejemplo, a 300°C. Sin embargo, la mayoría de los carburos ricos en cromo precipitan a una temperatura entre 400 y 500°C. Para asegurar que se forma una cantidad suficiente de carburos ricos en cromo, el acero de la invención debe contener por lo menos 1,10% en peso de cromo. Cantidades muy altas de cromo podrían originar la formación de un denominado máximo secundario de dureza en el acero a temperaturas altas, típicamente por encima de 600°C. Este fenómeno se origina generalmente por la formación de una gran cantidad de carburos de cromo, y también de carburos de vanadio y molibdeno. Sin embargo, si se incrementa más la temperatura del acero, la dureza disminuye rápidamente debido al crecimiento de los carburos precipitados que, a su vez, eliminan carbono procedente de otras precipitaciones en el acero. Por lo tanto, el contenido de cromo en el acero de la invención debe estar limitado a 1,30% en peso. Preferiblemente, el contenido de cromo en el acero de la invención es 1,20-1,25% en peso para asegurar que se forma una cantidad suficiente de carburos y que se evita la formación de un máximo secundario de dureza.

El vanadio (V) forma carburos ricos en vanadio muy pequeños a temperaturas de 550-600°C y, por lo tanto, compensa la disminución de la dureza cuando la fase martensítica se transforma en cementita y ferrita a altas temperaturas. El acero de la invención debe contener por lo menos 0,18% en peso de vanadio para asegurar que precipita en el acero una cantidad suficiente de carburos de vanadio a las altas temperaturas de trabajo.

El vanadio forma también carbonitruros de vanadio a temperaturas altas, esto es, a 900°C o más. Los carbonitruros de vanadio son importantes porque evitan el crecimiento de granos de la fase austenítica durante la carburización del acero. Cantidades demasiado altas de vanadio podrían originar problemas durante la mecanización en caliente del acero porque los carbonitruros son tan estables que no se disuelven en la etapa de recocido que precede a la mecanización en caliente. Por lo tanto, el contenido de vanadio en el acero de la invención debe estar limitado a 0,40% en peso. Preferiblemente, el contenido de vanadio es 0,18-0,30% en peso, más preferiblemente 0,20-0,30% en peso, aún más preferiblemente 0,20-0,25% en peso.

En el acero de la invención se incluye manganeso (Mn) para formar MnS con el azufre que puede estar presente en el acero como impureza. El manganeso tiene un efecto positivo sobre la capacidad de endurecimiento del acero, porque disminuye la temperatura Ms, es decir, la temperatura a la que se empieza a formar martensita después de la austenización. La baja temperatura Ms origina también una estructura bainítica fina en la porción central de un conector fabricado a partir del acero de la invención. Esto es positivo para asegurar una alta resistencia en la porción central del conector. Se debe incluir manganeso en una cantidad de por lo menos 0,65% en peso para asegurar tipos MnS de sulfuros. Cantidades altas de manganeso podrían originar la formación de austenita retenida en el acero, debido a que el manganeso disminuye la temperatura Ms. Por lo tanto, el contenido de manganeso en el acero debe estar limitado a 0,85% en peso. Preferiblemente, la cantidad de manganeso en el acero es 0,70-0,80%

en peso porque esta cantidad de manganeso asegura también una estructura bainítica fina en el acero de la invención.

5 El fósforo (P) está presente como impureza en la materia prima usada para fabricar el acero de la invención. El fósforo se separa a la fase líquida durante la solidificación del acero y origina en el acero solidificado estrías ricas en fósforo. Por lo tanto, un contenido alto de fósforo tiene un efecto negativo sobre la ductilidad y resistencia del acero al impacto. Por lo tanto, el contenido de fósforo en el acero de la invención debe estar limitado a un máximo de 0,020% en peso, esto es, de 0-0,20% en peso.

10 El azufre (S) está presente también como impureza en la materia prima usada para fabricar el acero de la invención. El azufre forma en el acero inclusiones de sulfuros, que tienen un efecto negativo sobre la ductilidad y resistencia del acero al impacto. Por lo tanto, el contenido de azufre en el acero de la invención debe estar limitado a 0,02% en peso, esto es, de 0-0,020% en peso, más preferiblemente a un máximo de 0,015% en peso.

15 El níquel (Ni) incrementa la resistencia del acero al impacto y, en consecuencia, es un elemento importante en el acero de la invención destinado a la fabricación de barras perforadoras. El níquel reduce además la temperatura Ms del acero e incrementa por ello la capacidad de endurecimiento. Para asegurar suficiente resistencia del acero al impacto, el contenido de níquel debe ser por lo menos 1,60% en peso. Un contenido demasiado alto de níquel podría reducir demasiado la temperatura Ms y originar la formación de austenita retenida en el acero. La austenita retenida podría originar tensiones de tracción en la fase martensítica y reducir por ello la resistencia del acero. Por lo tanto, el contenido de níquel en el acero de la invención debe estar limitado a 2,0% en peso. El níquel es además un elemento costoso de la aleación y, por esta razón, debe estar presente en las cantidades más bajas posibles.

20 Preferiblemente, el contenido de níquel en el acero de la invención es 1,70-1,90% en peso porque esta cantidad de níquel da un acero de coste eficaz con suficiente resistencia al impacto.

Típicamente el cobre (Cu) está incluido en la chatarra metálica usada como materia prima. Se permite que el cobre esté en cantidades de hasta 0,20% en peso, esto es, de 0-0,20% en peso.

25 Nitrógeno (N). El acero de la invención contiene preferiblemente nitrógeno para asegurar que durante la carburización se forman carbonitruros estables de vanadio. Preferiblemente la cantidad de nitrógeno es 0,005% en peso, más preferiblemente 0,008% en peso. Si el acero contiene demasiado nitrógeno, los carbonitruros de vanadio se vuelven demasiado estables y pueden no disolverse durante el calentamiento a la temperatura de mecanización del acero en caliente. Por lo tanto, la cantidad máxima de nitrógeno es 0,012% en peso.

30 En condiciones de laminación en caliente, el acero de la invención tiene una estructura completamente bainítica, esto es, una estructura de cementita (Fe_3C) y ferrita (hierro α). "Laminación en caliente" significa que el acero se ha producido por fundición y después se ha calentado a una temperatura de aproximadamente 1.200°C y sometido a laminación en caliente, seguida de enfriamiento en aire.

En condiciones de endurecimiento en la superficie, el acero de la invención tiene una zona superficial martensítica y una porción central bainítica/martensítica.

35 Breve descripción de los dibujos.

Figura 1: Dibujo esquemático de un componente perforador de rocas fabricado, que comprende el acero de la invención.

Figura 2: Gráfica que muestra los resultados de experimentos realizados en el acero de la invención.

Figura 3: Tabla que muestra los resultados de ensayos realizados en el acero de la invención.

40 Figuras 4 y 5: Dureza de la superficie y de la porción central de muestras en un ensayo realizado en un acero de la invención y en un acero comparativo.

Figuras 6 a 10: Diagramas producidos en simulaciones ThermoCalc[®] realizadas en un acero de la invención y en un acero comparativo.

Descripción de realizaciones

45 La figura 1 muestra esquemáticamente un corte longitudinal de un componente perforador de acuerdo con una primera realización de la presente invención. El componente perforador mostrado en la figura 1 es una barra perforadora MF (1), que comprende una porción central (10) de la barra. El primer extremo de la barra central (10) comprende un conector macho (20) y el segundo extremo de la barra central comprende un conector hembra (30). El conector macho (20) está provisto de una rosca externa (21) y el conector hembra está provisto de una rosca interna (31). Las dimensiones de los conectores macho y hembra y de las roscas (21, 31) son tales que el conector macho (20) de una primera barra MF puede ser recibido en el conector hembra (30) de una segunda barra MF. La barra MF comprende además un canal central (60), esto es, un taladro que se extiende por toda la barra MF. El canal tiene una abertura (61) en el centro del conector macho y una abertura (61) en el centro del conector hembra. Cuando está funcionando, a través del canal (60) circula un fluido de refrigeración, como aire.

50

En la figura 1, los conectores macho y hembra (20, 30) están acoplados a la porción de la barra central (10) mediante soldadura por frotamiento, que se indica por las líneas de puntos (11). Sin embargo, la barra MF de la figura 1 también se puede fabricar de una sola pieza, esto es, los conectores macho y hembra (20, 30) se pueden formar forjando y roscando los extremos de la barra.

5 Los conectores (20, 30) se fabrican a partir del acero bainítico de acuerdo con la presente invención. La barra central (10) se puede fabricar a partir de otro tipo de acero, por ejemplo, un acero al carbono convencional poco aleado. Sin embargo, la barra central también se puede fabricar a partir del acero bainítico de acuerdo con la presente invención.

10 Los conectores (20, 30) están endurecidos en su superficie y tienen una porción central (40) y una zona superficial martensítica (50). La zona superficial martensítica tiene un espesor de 1-3 mm y se extiende desde la superficie del conector hacia su centro.

Aunque se ha descrito el componente perforador de la presente invención en relación a una barra MF, es evidente que también puede ser cualquier otro tipo de componente que esté sometido a un desgaste repetido bajo altas temperaturas de trabajo, por ejemplo, una barra abocardada.

15 Preferiblemente, el componente perforador de la invención se fabrica por un método que comprende las siguientes etapas.

20 En una primera etapa, se forma un componente perforador a partir de un acero bainítico de acuerdo con la invención. Esto se consigue típicamente forjando y roscando un precursor del acero de la invención en conectores macho y hembra (20, 30). El precursor es típicamente una porción de una barra sólida que ha sido fabricada a partir del acero de la invención.

25 En una segunda etapa, los conectores se someten a endurecimiento en su superficie. Esto se consigue calentando los conectores en un horno a la temperatura de austenización, que en el acero de la invención es mayor que 900°C. El horno puede ser de cualquier tipo, por ejemplo, un horno de foso. Para asegurar una austenización completa de los conectores y evitar efectos negativos, como aumento de los granos, los conectores se deben calentar a una temperatura entre 900 y 950°C, preferiblemente a 925°C.

La etapa de austenización de los conectores se realiza en una atmósfera rica en carbono para asegurar que el contenido de carbono se incrementa en la zona superficial de los conectores, efecto denominado carburización. Típicamente la atmósfera en el horno es una mezcla de los gases H₂ y CO, por ejemplo, metano craqueado.

30 Los conectores se mantienen en el horno durante un período de tiempo de 3-6 horas. El tiempo rige la profundidad del endurecimiento en la superficie, esto es, el espesor de la zona superficial martensítica. Preferiblemente el período de tiempo es 5 horas para asegurar un espesor suficiente del endurecimiento de la superficie.

Cuando ha concluido el tiempo de calentamiento, los conectores, que ahora están austenizados, se retiran del horno y se enfrían en el aire ambiente. Se puede emplear aire forzado de refrigeración soplando aire sobre los conectores.

35 Durante el enfriamiento la superficie carburizada de los conectores austenizados se transforma en martensita y la porción central de los conectores en una mezcla de bainita y martensita.

Después se pueden someter los conectores a una etapa de temple para optimizar la dureza de la superficie martensítica. El temple se realiza a 200-300°C durante 1 hora.

Finalmente, los conectores se acoplan a una porción de la barra central mediante soldadura por frotamiento.

Ejemplos

40 A continuación se describe el material de acero de la invención mediante cuatro ejemplos no limitativos.

Ejemplo 1

El ejemplo 1 describe los resultados de ensayos en campo realizados con barras perforadoras endurecidas en su superficie fabricadas a partir del acero bainítico de la invención.

45 En una primera etapa se calentó el acero de la invención. El calentamiento se produjo fundiendo chatarra metálica en un horno de arco eléctrico, refinando el acero fundido en un convertidor CLU y posteriormente conformando lingotes en moldes de 60 cm.

El acero de la invención obtenido tenía la siguiente composición:

Tabla 1: Composición química del acero inventivo

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Cu	N
0,19	0,87	0,72	0,004	0,009	1,15	1,66	0,70	0,20	0,13	0,009

A partir del acero inventivo se fabricaron barras. Algunas de las barras se forjaron formando conectores hembras roscados y otras se forjaron formando conectores machos roscados.

5 Los conectores machos y hembras se sometieron a endurecimiento de su superficie. En una primera etapa los conectores se carburizaron en un horno de foso a 925°C durante un período de tiempo de 5 horas. El horno contenía una atmósfera de CO y H₂.

10 Después de cinco horas, los conectores se retiraron del horno y se enfriaron en aire. El endurecimiento de la superficie originó una capa martensítica que se extendía desde la superficie de los conectores hacia la porción central que tenía una estructura bainítica/martensítica.

Los conectores se acoplaron después al extremo de una barra de acero que también había sido fabricada a partir de material de acero de la invención. Se acopló un conector macho a un extremo de la barra y un conector hembra al otro extremo. Los conectores se acoplaron mediante soldadura por frotamiento.

15 Se realizaron después ensayos en campo con las barras perforadoras fabricadas con el acero de la invención en dos localizaciones diferentes (sitio A y sitio B). La perforación se realizó con una barrena que tenía un diámetro de 115 mm y se usó un equipo Sandvik DP 1500. La velocidad de perforación fue aproximadamente 1 metro/minuto.

También se usaron con fines comparativos barras perforadoras convencionales. Estas barras se fabricaron de acero tipo Sanbar 64.

20 Se usaron nueve barras de cada tipo (de la invención y convencionales) en el sitio A y cuatro barras de cada tipo en el sitio B. Se usaron las barras perforadoras hasta que fallaron y la longitud total perforada con cada barra se anotó como "longitud perforada (dm)". La tabla 2 muestra el resultado del ensayo como longitud media perforada (dm) por barra en el sitio A y en el sitio B.

Tabla 2: Resultados del ensayo de perforación

Sitio	Barra convencional	Barra inventiva
Sitio A	2.400 dm (valor medio)	3.200 dm (valor medio)
Sitio B	2.100 dm (valor medio)	3.100 dm (valor medio)

25 Como se puede ver en la tabla 2, las barras perforadoras del acero de la invención tienen una duración de funcionamiento considerablemente mayor que las barras de material convencional.

Ejemplo 2

En un segundo ejemplo, se determinó la reducción de la dureza de muestras de ensayo de un acero de la invención bajo condiciones de laboratorio a diversas temperaturas de recalentamiento.

30 En una primera etapa, se calentó el acero de la invención. El calentamiento se produjo fundiendo chatarra metálica en un horno de arco eléctrico, refinando el acero fundido en un convertidor CLU y posteriormente formando lingotes en moldes de 60 cm.

El acero de la invención obtenido tenía la siguiente composición:

Tabla 3: Composición química del acero inventivo

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Cu	N
0,20	0,89	0,79	0,011	0,013	1,27	1,75	0,77	0,21	<0,01	0,008

35 Se conformaron los lingotes en barras y se cortaron las barras en cilindros de 5 cm de longitud, que se usaron como muestras.

Después se sometieron las muestras a un tratamiento simulado de endurecimiento. El tratamiento incluía calentar a la temperatura de austenización, mantener a la temperatura de austenización durante un tiempo predeterminado y enfriar después en un baño de aceite que se había calentado a temperatura ambiente. Se sometieron después las muestras endurecidas a recalentamiento para simular el calentamiento producido durante la perforación. Después del recalentamiento, se enfriaron las muestras en aire. Después de enfriar las muestras recalentadas, se midió la dureza en la superficie, en el centro del radio y en el centro de cada muestra. La dureza se midió en grados Vickers (HV1).

Como referencia, se dejó una muestra de cada serie como muestra endurecida pero no recalentada.

Para cada temperatura de austenización se usaron doce muestras. Las temperaturas de austenización fueron: 800°C, tiempo de mantenimiento 1 hora; 880°C, tiempo de mantenimiento 1 hora; 925°C, tiempo de mantenimiento 20 minutos. Después de enfriar en aceite, se recalentaron las muestras a las siguientes temperaturas: sin recalentamiento, 200°C, 300°C, 400°C, 500°C, 550°C, 580°C, 600°C, 650°C, 675°C y 700°C.

En la figura 2 se muestra gráficamente el resultado de la medición. La figura 2 es una gráfica en la que se muestra el resultado para cada temperatura de austenización como valor medio de la dureza medida a cada temperatura de recalentamiento. Los valores específicos de la medición se muestran en la tabla 4 (véase la figura 3).

Hay que indicar que el experimento se realizó en muestras no carburizadas. Sin embargo, por la gráfica de la figura 2 es evidente que la dureza de las tres series de diferentes muestras es casi constante en las muestras no recalentadas hasta 650°C. Se cree que la dureza constante se debe al efecto estabilizador del silicio sobre la fase martensítica a temperaturas bajas y a la precipitación de carburos duros y estables de cromo, molibdeno y vanadio a temperaturas más altas que compensa la transformación de la martensita en cementita y ferrita. A 700°C, se forma un máximo secundario de dureza y después la dureza cae bruscamente debido a coalescencia de los carburos de Cr, Mo y V en precipitaciones menos numerosas y más gruesas. El crecimiento de los carburos de Cr, Mo y V origina además que la martensita remanente se disuelva en la cementita y ferrita y, por ello, disminuye aún más la dureza.

Es evidente que una muestra carburizada del material de acero de la invención, a todas las temperaturas de recalentamiento, podría ser más dura que las muestras no carburizadas. Sin embargo, se cree que la dureza de una muestra carburizada podría exhibir una dureza esencialmente constante hasta aproximadamente 650°C.

Ejemplo 3

En un tercer ejemplo se comparó la dureza de la superficie y de la porción central de muestras endurecidas y revenidas de una aleación de acuerdo con la presente invención y de una aleación comparativa. El ensayo simula el efecto de revenido que se produce en barras perforadoras endurecidas en su superficie debido al calor que se desprende en los acoplamientos durante la perforación. A efectos comparativos, se seleccionó una aleación similar a la descrita en el documento WO 97/27022. El documento WO 97/022 describe una aleación que se optimiza mediante soldadura por frotamiento y que se detalla brevemente en la sección "Antecedentes de la invención" de la presente solicitud.

En la siguiente tabla 5 se muestra la composición química de la aleación de la invención y de la aleación comparativa. "Comp. 0,09V" es la aleación comparativa e "Inv. 0,22V" es la aleación de la invención.

Tabla 5: Composición química de las aleaciones del ensayo

	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Ni	%Mo	%V	%Cu	%N
Comp. 0,09V	0,19	0,89	0,30	0,005	0,002	1,25	1,79	0,75	0,09	0,020	0,002
Inv. 0,22V	0,20	0,89	0,70	0,060	0,027	1,20	1,84	0,70	0,22	0,13	0,009

Se calentó 1 kg de la aleación comparativa por métodos convencionales que incluyen: fusión de chatarra metálica en un horno de inducción, refinado y fundición. La pieza fundida se precalentó en un horno a 700°C durante aproximadamente 30 minutos y después se laminó en caliente a 1.200°C formando una pieza cuadrada que tenía las dimensiones de 13 mm. Después la pieza se enfrió lentamente en aire y se cortó en muestras de 13x13 mm.

Se calentó 75 toneladas del acero de la invención mediante métodos convencionales usados en la producción, que incluyen: fusión en un horno EA, tratamiento AoD, afino en cuchara, fundición continua y laminación en caliente. La pieza fundida obtenida del material de la invención se laminó en caliente formando una barra que tenía un diámetro de 40 mm.

Las barras del material de la invención se cortaron en muestras de dimensiones 40x130 mm.

Posteriormente las muestras se carburizaron y endurecieron mediante enfriamiento por aire forzado. La carburización de las muestras se realizó de acuerdo con el siguiente programa en una atmósfera de

propano/nitrógeno/metanol. En la etapa 1, se calentaron las muestras durante un período de 150 minutos a la temperatura del proceso (925°C) y después se mantuvieron a esta temperatura durante 435 minutos.

Tabla 6: Programa de carburización

	Etapa 1	Etapa 2	Etapa 3
Potencial de carbono (Cp)	0,80	0,60	0,40
Tiempo (minutos)	150	0	0
Tiempo de mantenimiento (minutos)	435	100	180

5 Después, se sometieron las muestras endurecidas a revenido a diferentes temperaturas. Antes del revenido, se pintaron las muestras con No-Carb® para evitar la descarburización. La siguiente tabla 7 muestra la temperatura de revenido para cada muestra. Se dejó sin revenido una muestra de cada aleación. Cada una de las muestras restantes se sometió a revenido durante 30 minutos.

Tabla 7: Temperaturas de revenido

Muestra	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Temperatura (°C)	Sin revenido	150	180	200	250	300	400	500	600	700

10

Después del revenido, se midió la dureza de la superficie y de la porción central de cada muestra. La dureza de la superficie se midió en HRC y la dureza de la porción central con un medidor Vickers (HV30). En la figura 4 se muestra la dureza de la superficie de las diversas muestras. En la figura 5 se muestra la dureza de la porción central de las muestras.

15

Por la figura 4 se puede concluir que las muestras sin revenido de la aleación de la invención y de la aleación comparativa tienen una dureza similar de la superficie. Esto es debido a que la estructura en la superficie de las respectivas muestras sin revenido consiste esencialmente en martensita. La dureza de las muestras con revenido disminuye cuando se incrementa la temperatura de revenido. Sin embargo, por las gráficas de la figura 4 se ve claramente que la dureza de la superficie de la aleación de la invención es mayor que la dureza de la superficie de la aleación comparativa para todas las temperaturas de revenido hasta 600°C. Esto es, la aleación de la invención tiene una resistencia al revenido mayor que la aleación comparativa.

20

Sorprendentemente, cuando se incrementa la temperatura de revenido, la dureza de la superficie de la aleación de la invención se mantiene mucho más estable que la dureza de la superficie de la aleación comparativa. Como se puede ver en la figura 4, la dureza de la superficie de la aleación de la invención es esencialmente constante a 57 HRC hasta 200°C donde cae a 55 HRC y después se mantiene esencialmente constante hasta 300°C. Por otro lado, la dureza de la superficie de la aleación comparativa cae continuamente en todo el intervalo de la temperatura.

25

A temperaturas mayores, se incrementa la velocidad de disolución de la martensita y el carburo de vanadio se aglomera formando partículas más gruesas, lo cual origina una disminución de la dureza de la superficie. A 700°C los carburos de vanadio se vuelven inestables y la dureza de la superficie de las muestras de la invención y de las muestras comparativas cae rápidamente.

30

Por la figura 5 se puede concluir que la dureza de la porción central de las muestras de la invención es ligeramente menor que la de las muestras comparativas. La razón principal de la dureza relativamente baja de la porción central de la aleación de la invención es que la elevada cantidad de vanadio junto con el contenido seleccionado de nitrógeno produce, durante la etapa de carburización de las muestras, carbonitruros estables de vanadio. La pequeña cantidad de carbonitruros de vanadio evita el crecimiento de granos durante la etapa de carburización e incrementa la resistencia de la porción central al impacto. Los granos pequeños disminuyen también la capacidad de endurecimiento de la aleación por lo que aseguran que la porción central, después del endurecimiento, consiste sustancialmente en bainita, que es menos dura pero más resistente que la martensita.

35

Conclusión

40

Los resultados del tercer ejemplo muestran una mejor resistencia al revenido en la aleación de la invención que en la aleación comparativa. La dureza de la superficie de la aleación de la invención es más estable que la del material comparativo.

En la perforación de rocas, la capacidad de tener una dureza estable de la superficie es crucial para la resistencia al desgaste. Un material que conserve la dureza de su superficie, incluso aunque se incremente la temperatura durante

la perforación, resistirá mejor al desgaste porque la resistencia al desgaste está en relación directa con la dureza. La relación entre la dureza de la superficie y la dureza de la porción central es también un factor importante para los filetes de rosca usados en barras perforadoras. La relación deseada es una superficie dura para una mejor resistencia al desgaste junto con una porción central resistente para una mejor resistencia al impacto. También, una diferencia mayor entre la dureza de la superficie y la de la porción central origina más tensiones residuales de compresión., lo cual incrementa la longevidad a la fatiga. Con estas consideraciones, la aleación de la invención con un contenido alto de vanadio es más ventajosa que el material comparativo que tiene un contenido bajo de vanadio y proporciona una dureza mayor de la superficie junto con una porción central más resistente, que es lo contrario en el material comparativo.

5

10 Ejemplo 4

En un cuarto ejemplo, se realizaron simulaciones en el programa ThermoCalc[®] 3.0 y en la base de datos TCFE7. La finalidad de las simulaciones fue confirmar los resultados de las mediciones de la dureza de la porción central en las muestras comparativas y de la invención del tercer ejemplo. Otra finalidad fue confirmar que se consiguen los buenos resultados de dureza de la porción central de las muestras de la invención en un intervalo preferido de contenido de nitrógeno y vanadio de la aleación de la invención.

15

Las simulaciones muestran la estabilidad de los carbonitruros de vanadio a diversas temperaturas en las aleaciones comparativas y de la invención. Como se describirá a continuación, la presencia de carbonitruros de vanadio a la temperatura de carburización o a la temperatura de mecanización en caliente tienen un efecto significativo sobre la estructura metalográfica de la porción central del componente final.

20

La figura 6 muestra un diagrama producido en una primera simulación ThermoCalc[®] de la estabilidad de carbonitruros de vanadio que se forman en una aleación de la invención que tiene un contenido de vanadio de 0,2% en peso y un contenido de nitrógeno de 0,005% en peso. La composición global de la aleación en la simulación es:

C 0,019; Si 0,9; Mo 0,75; Cr 1,2; V 0,20; Ni 1,8; Mn 0,78; N 0,005

25

La figura 6 muestra la cantidad (en moles) de diversas fases precipitadas que existen en el sistema de la aleación a diferentes temperaturas. El eje Y muestra la cantidad de fases precipitadas y el eje X muestra la temperatura. La curva 1 muestra la cantidad (en moles) de carbonitruros de vanadio que existe en el sistema de la aleación a diversas temperaturas. Las otras curvas muestran en el diagrama otras fases que están presentes en el sistema de la aleación de la invención. Estas fases no se discutirán más.

30

Cuando se sigue la curva 1 en la figura 6, se puede ver que se incrementa la precipitación de carbonitruros de vanadio cuando se incrementa la temperatura en el intervalo de 700-800°C. Por encima de 800°C cesa la precipitación de carbonitruros de vanadio y los carbonitruros de vanadio precipitados empiezan a disolverse debido a equilibrios en el sistema de la aleación. En consecuencia, en el sistema de la aleación, a altas temperaturas, pueden existir menos carbonitruros de vanadio. Por lo tanto, disminuye la cantidad de carbonitruros cuando se incrementa la temperatura. En el sistema de la aleación de la figura 6 se puede ver que existe una cantidad relativamente alta de carbonitruros de vanadio en el intervalo de 900-1.000°C. El diagrama muestra además que los carbonitruros de vanadio están completamente disueltos a aproximadamente 1.100°C.

35

La distribución antes mencionada de carbonitruros de vanadio debe asegurar buenas propiedades de la porción central en un componente fabricado a partir de la aleación de la invención por las siguientes razones:

40

En primer lugar, en la producción de componentes para la perforación de rocas, los componentes se carburizan y endurecen a 930°C. A esta temperatura, los granos de cristales presentes en el acero tienden a aglomerarse formando pocos y grandes granos.

45

En general, el tamaño de los granos de un acero influye en la capacidad de endurecimiento del acero en el sentido de que la capacidad de endurecimiento del acero se incrementa cuando se incrementa el tamaño de los granos. Por lo tanto, después del endurecimiento, un acero con granos de tamaño pequeño tendrá una estructura predominantemente bainítica mientras que un acero con granos grandes tendrá una estructura martensítica.

50

La presencia de la cantidad relativamente grande de carbonitruros de vanadio a 930°C en la figura 6 debe evitar eficazmente el crecimiento de los granos en el acero de la invención por bloquear que se aglomeren los granos cristalinos de la aleación. Esto originaría, a su vez, granos pequeños en el acero de la invención y una estructura predominantemente bainítica en la porción central de un componente endurecido fabricado a partir del acero. Esto es importante para la resistencia y la resistencia al impacto de la porción central así como para su estabilidad estructural a temperaturas altas.

55

En segundo lugar, por la figura 6 se puede concluir que todos los carbonitruros de vanadio se disuelven a aproximadamente 1.100°C. Esto es por supuesto importante para la capacidad de endurecimiento del acero. Sin embargo, más importante es la ausencia del efecto negativo que los carbonitruros de vanadio remanentes después del endurecimiento puedan tener sobre el tamaño de los granos durante el endurecimiento del acero. En la etapa de endurecimiento, los carbonitruros remanentes de vanadio pueden aglomerarse formando pocas y muy grandes

partículas. Estas partículas pueden tener un efecto pequeño en evitar el crecimiento de los granos durante la carburización/endurecimiento y el resultado sería un componente con una porción central de estructura principalmente martensítica que tiene tenacidad baja y, por lo tanto, pobre resistencia al impacto.

5 La figura 7 muestra un diagrama producido en una segunda simulación ThermoCalc[®] de la estabilidad de carbonitruros que se forman en una aleación de la invención con un contenido de vanadio de 0,2% en peso y un contenido de nitrógeno de 0,012% en peso. Esta simulación confirma las conclusiones de la primera simulación. Por lo tanto, esta simulación muestra también que existe en la aleación una cantidad suficiente de carbonitruros de vanadio en el intervalo de la temperatura de 900-1.000°C que asegura una estructura bainítica en la porción central de la aleación después del endurecimiento. Por el diagrama también se puede concluir que los carbonitruros de vanadio están completamente disueltos a aproximadamente 1.130°C.

10 Se puede indicar que el mayor contenido de nitrógeno en la aleación de la segunda simulación origina la precipitación de más carbonitruros de vanadio a 930°C en comparación con la primera simulación. Esto es por supuesto positivo para asegurar la estructura bainítica de la porción central.

15 La figura 8 muestra un diagrama producido en una tercera simulación ThermoCalc[®] de la estabilidad de carbonitruros de vanadio que se forman en una aleación de la invención con un contenido de vanadio de 0,3% en peso y un contenido de nitrógeno de 0,005% en peso. La aleación simulada tenía la siguiente composición:

C 0,019; Si 0,9; Mo 0,75; Cr 1,2; V 0,1; Ni 1,8; Mn 0,78; N 0,005

Esta simulación muestra también que a 900-1.000°C precipita una cantidad suficiente de carbonitruros de vanadio y que todos los carbonitruros de vanadio se han disuelto a una temperatura de 1.120°C.

20 En comparación con la primera y segunda simulación, en la tercera simulación precipitan más carbonitruros de vanadio. La razón de esto es el mayor contenido de vanadio en esta aleación.

La figura 9 muestra un diagrama producido en una cuarta simulación ThermoCalc[®] de la estabilidad de carbonitruros de vanadio que se forman en una aleación de la invención con un contenido de vanadio de 0,3% en peso y un contenido de nitrógeno de 0,012% en peso. La aleación simulada tenía la siguiente composición:

25 C 0,019; Si 0,9; Mo 0,75; Cr 1,2; V 0,1; Ni 1,8; Mn 0,78; N 0,005

Esta simulación muestra también que existe una cantidad suficiente de carbonitruros de vanadio en el intervalo de la temperatura de 900-1.000°C y que todos los carbonitruros de vanadio se han disuelto a una temperatura por debajo de 1.200°C.

30 La figura 10 muestra un diagrama producido en una quinta simulación ThermoCalc[®] de la estabilidad de carbonitruros de vanadio que se forman en una aleación comparativa con un contenido bajo de vanadio (0,1% en peso) y un contenido de nitrógeno de 0,005% en peso. La aleación simulada es similar a la aleación usada en el ejemplo 3 y tiene la siguiente composición:

C 0,019; Si 0,9; Mo 0,75; Cr 1,2; V 0,1; Ni 1,8; Mn 0,78; N 0,005

35 Por la curva 1 de la figura 10 se puede concluir que en esta aleación existe una cantidad muy pequeña de carbonitruros de vanadio en el intervalo de la temperatura de 900-1.000°C. En esta aleación la cantidad de carbonitruros de vanadio es demasiado pequeña para evitar el crecimiento de granos durante la carburización, lo cual a su vez origina una mayor capacidad de endurecimiento y formación de martensita en la porción central de un componente endurecido fabricado a partir de esta aleación. Por lo tanto, esta simulación confirma las mediciones que se hicieron en la dureza de la porción central de la aleación comparativa del ejemplo 3.

40 Resumiendo, por las cinco simulaciones ThermoCalc[®] y los resultados del experimento físico 3 se puede concluir que en la aleación de la invención se consigue un equilibrio óptimo de la dureza de la superficie y de la dureza de la porción central. El equilibrio óptimo de la dureza de la superficie y de la dureza de la porción central hace que la aleación de la invención sea muy adecuada para uso en componentes de perforación de rocas.

REIVINDICACIONES

1. Acero bainítico que comprende, en % en peso (%p):

	C	0,16-0,23
	Si	0,8-1,0
5	Mo	0,67-0,9
	Cr	1,10-1,30
	V	0,18-0,4
	Ni	1,60-2,0
	Mn	0,65-0,9
10	P	≤0,020
	S	≤0,02
	Cu	<0,20
	N	0,005-0,012 %p

siendo el resto Fe e impurezas inevitables.

15 2. El acero bainítico de acuerdo con la reivindicación 1, en el que la cantidad de Si es 0,85-0,95% en peso.

3. El acero bainítico de acuerdo con la reivindicación 1 o 2, en el que la cantidad de Mo es 0,70-0,80% en peso.

4. El acero bainítico de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones 1-3, en el que la cantidad de Cr es 1,20-1,25% en peso.

20 5. El acero bainítico de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones 1-4, en el que la cantidad de V es 0,20-0,30% en peso, preferiblemente 0,2-0,25% en peso.

6. El acero bainítico de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones 1-5, en el que la cantidad de N es 0,008-0,012% en peso.

7. Un componente para perforar rocas (10, 20, 30) que comprende un acero de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones 1-6.

25 8. El componente de acuerdo con la reivindicación 7, en el que el componente es un conector roscado macho o hembra (20, 30) para una barra perforadora (10).

9. El componente de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones 7 u 8, en el que el componente es una barra perforadora (10) que comprende un conector roscado macho y un conector roscado hembra (20, 30).

10. Método para fabricar un componente para perforar rocas (10, 20, 30), que comprende las etapas de:

30 – (a) formar un componente (10, 20, 30) para perforar rocas de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones 7-9 en un acero de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones 1-6;

– (b) calentar el citado componente (10, 20, 30) a la temperatura de austenización;

– (c) mantener el citado componente (10, 20, 30) a la temperatura de austenización en una atmósfera que contiene carbono durante un tiempo predeterminado;

35 – (d) enfriar el citado componente.

11. El método de acuerdo con la reivindicación 10, en el que el componente se calienta a una temperatura de 900-1.000°C-

12. El método de acuerdo con la reivindicación 10 u 11, en el que el componente se calienta en una atmósfera de CO y H₂.

40 13. El método de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones 10-12, en el que el componente se calienta durante 3-6 horas.

14. El método de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones 10-13, en el que el componente se enfría en aire.

15. Uso de un acero bainítico de acuerdo con cualquiera de las reivindicaciones 1-6, en conectores endurecidos en su superficie para barras perforadoras durante perforación con martillo superior enfriado por aire por encima del terreno.

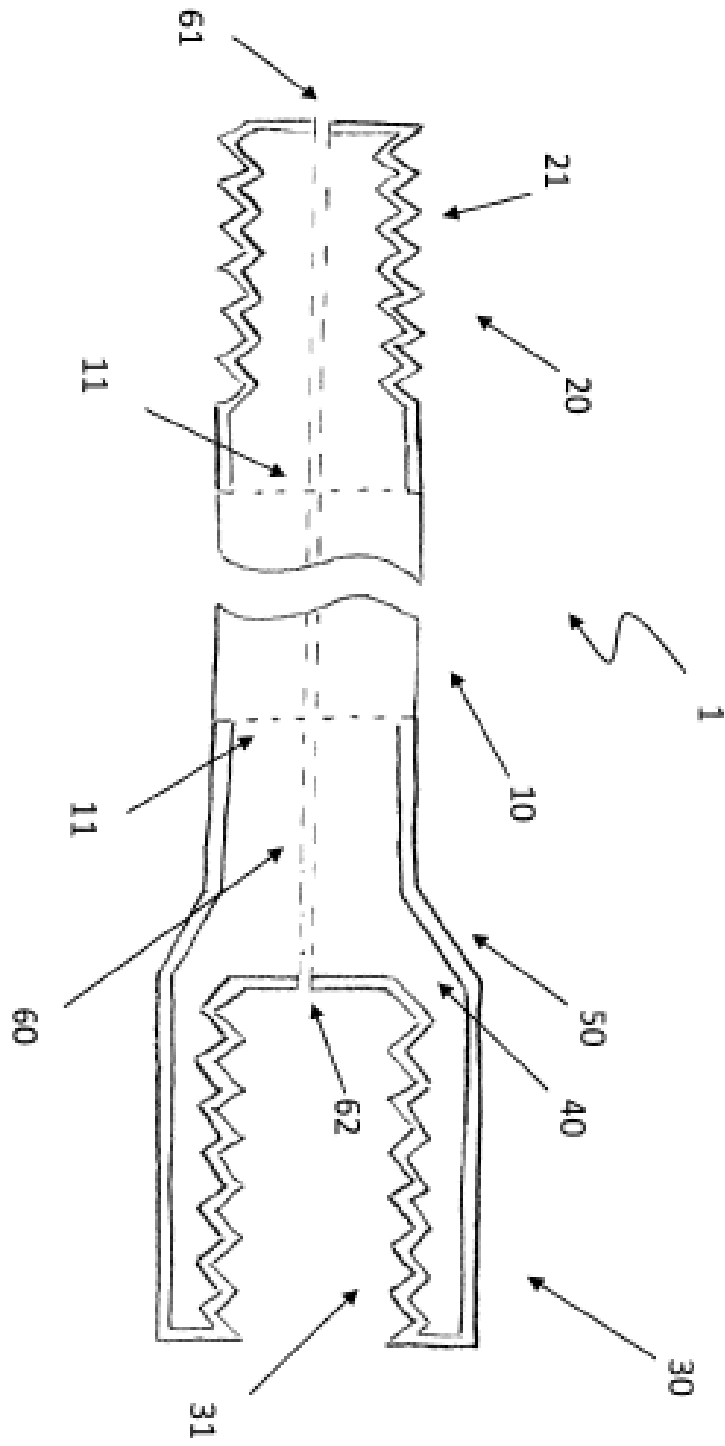


Figura 1

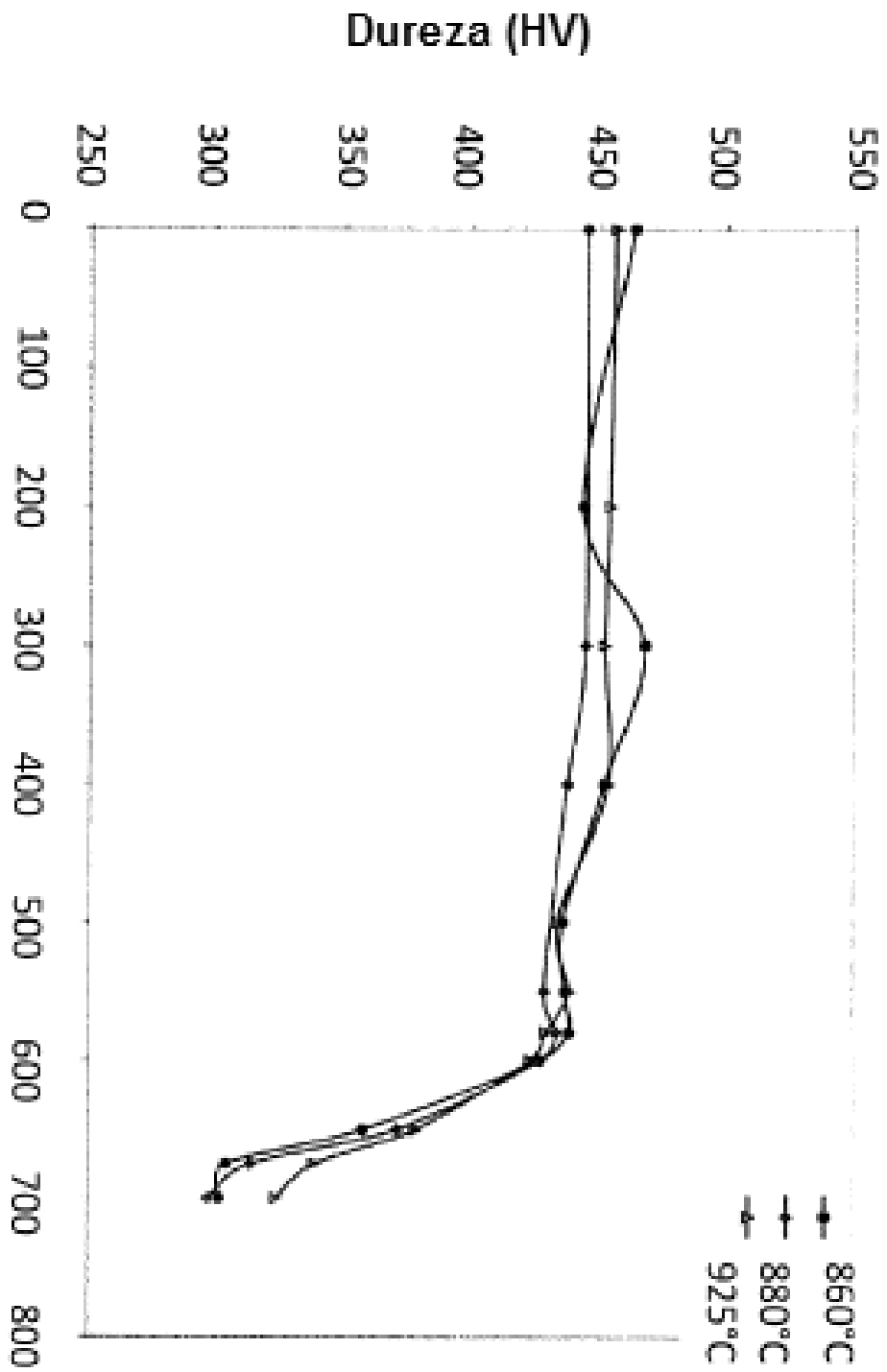


Figura 2

Muestra n°	Superficie (HV1)		Radio (HV1)		Centro (HV1)		Temperatura de austenización	Temperatura de recalentamiento
4X1	458	470	482	472	461	461	860°C/1h	Templado
4X2	448	443	474	495	447	451	860°C/1h	Templado
4X3	418	447	450	470	420	455	860°C/1h	200°C
4X4	446	463	468	479	472	478	860°C/1h	300°C
4X5	432	435	466	466	468	445	860°C/1h	400°C
4X6	417	414	429	448	469	438	860°C/1h	500°C
4X7	412	433	436	465	438	438	860°C/1h	550°C
4X8	435	436	442	432	439	446	860°C/1h	580°C
4X9	428	420	431	421	426	435	860°C/1h	600°C
4X10	360	352	363	357	363	353	860°C/1h	650°C
4x11	297	298	310	307	302	311	860°C/1h	675°C
4X12	301	297	302	302	301	305	860°C/1h	700°C
4X13	428	433	464	478	441	448	880°C/1h	Templado
4X14	431	443	469	454	418	428	880°C/1h	Templado
4X15	-	-	-	-	-	-	880°C/1h	200°C
4X16	422	450	464	455	443	434	880°C/1h	300°C
4X17	424	426	449	455	441	432	880°C/1h	400°C
4X18	-	-	-	-	-	-	880°C/1h	500°C
4X19	433	432	436	435	416	420	880°C/1h	550°C
4X20	426	415	431	448	436	445	880°C/1h	580°C
4X21	421	428	425	432	422	436	880°C/1h	600°C
4X22	376	363	384	375	361	370	880°C/1h	650°C
4X23	319	304	318	314	310	319	880°C/1h	675°C
4X24	298	296	297	300	289	303	880°C/1h	700°C
4X25	448	455	466	474	458	462	925°C/20min	Templado
4X26	443	420	469	468	455	455	925°C/20min	Templado
4X27	443	441	465	458	463	454	925°C/20min	200°C
4X28	449	443	463	462	449	448	925°C/20min	300°C
4X29	441	426	472	465	462	456	925°C/20min	400°C
4X30	438	436	432	445	436	417	925°C/20min	500°C
4X31	439	436	449	445	436	425	925°C/20min	550°C
4X32	408	441	448	434	427	419	925°C/20min	580°C
4X33	415	410	435	426	415	440	925°C/20min	600°C
4X34	384	380	373	383	377	376	925°C/20min	650°C
4X35	338	335	340	343	337	342	925°C/20min	675°C
4X36	324	325	325	325	328	318	925°C/20min	700°C

Tabla 4: Resultados de los ensayos de recalentamiento

Figura 3

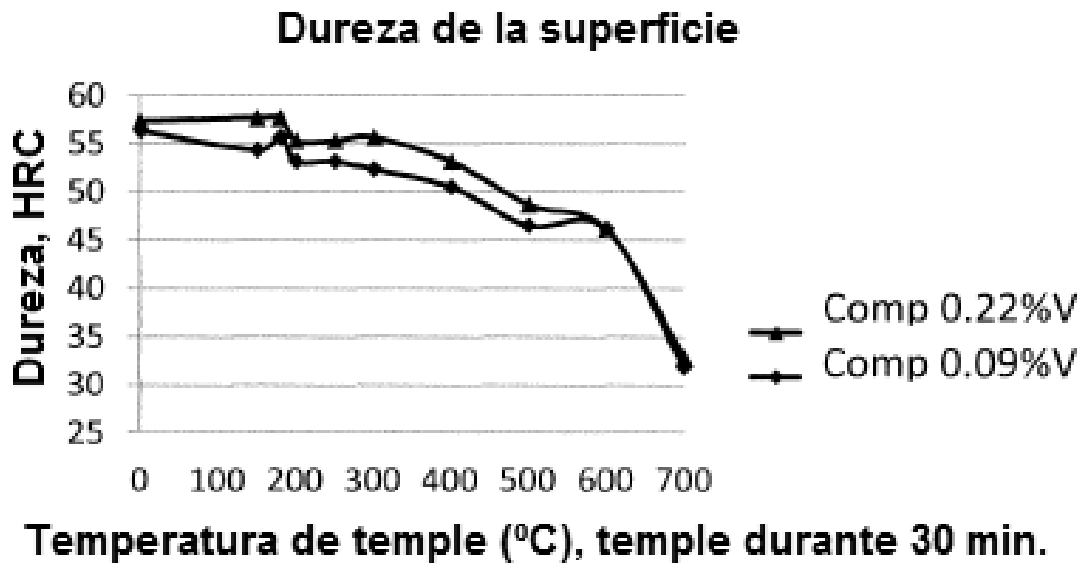


Figura 4

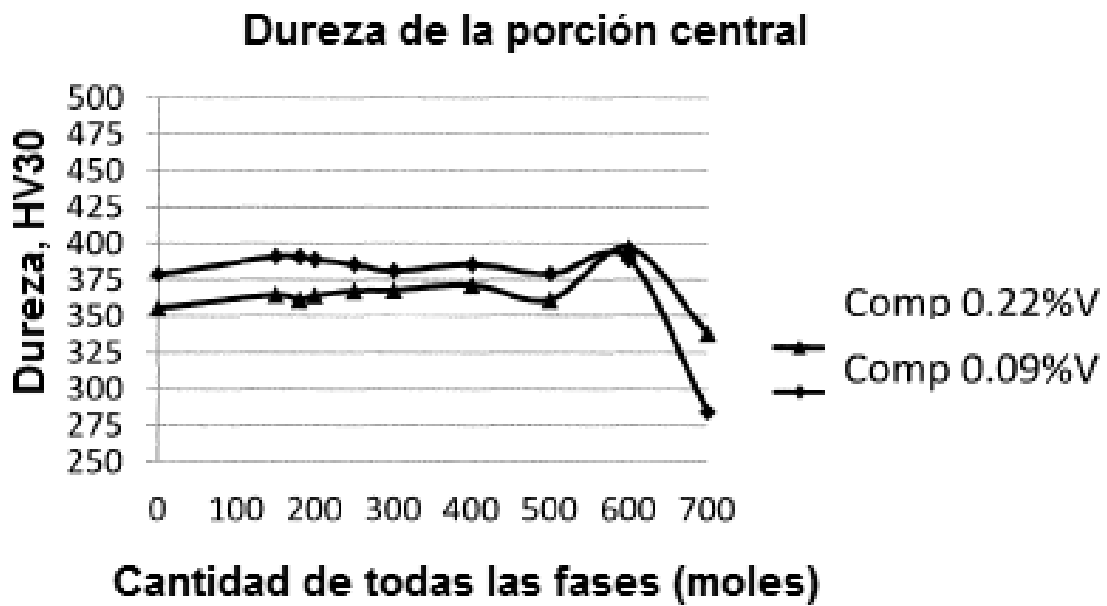


Figura 5

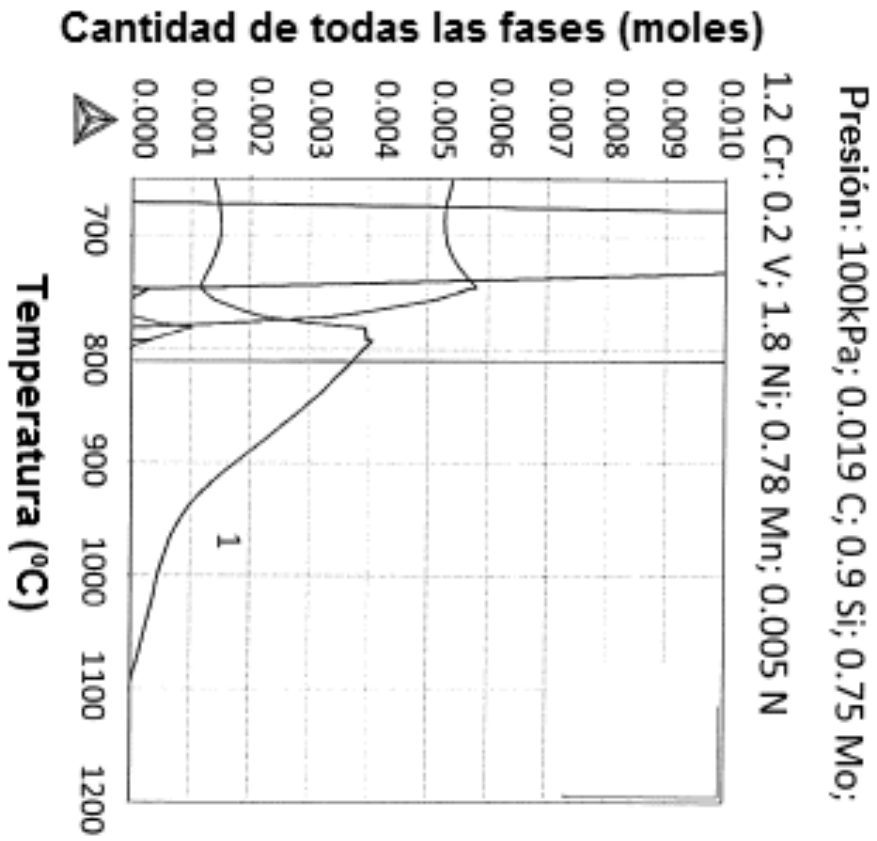


Figura 6

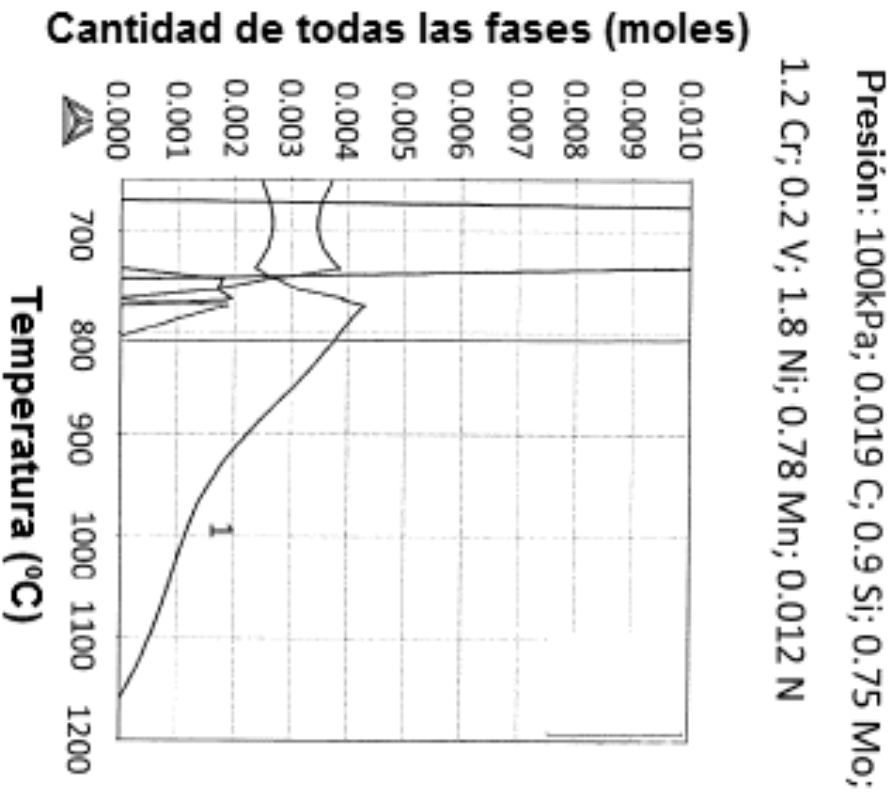


Figura 7

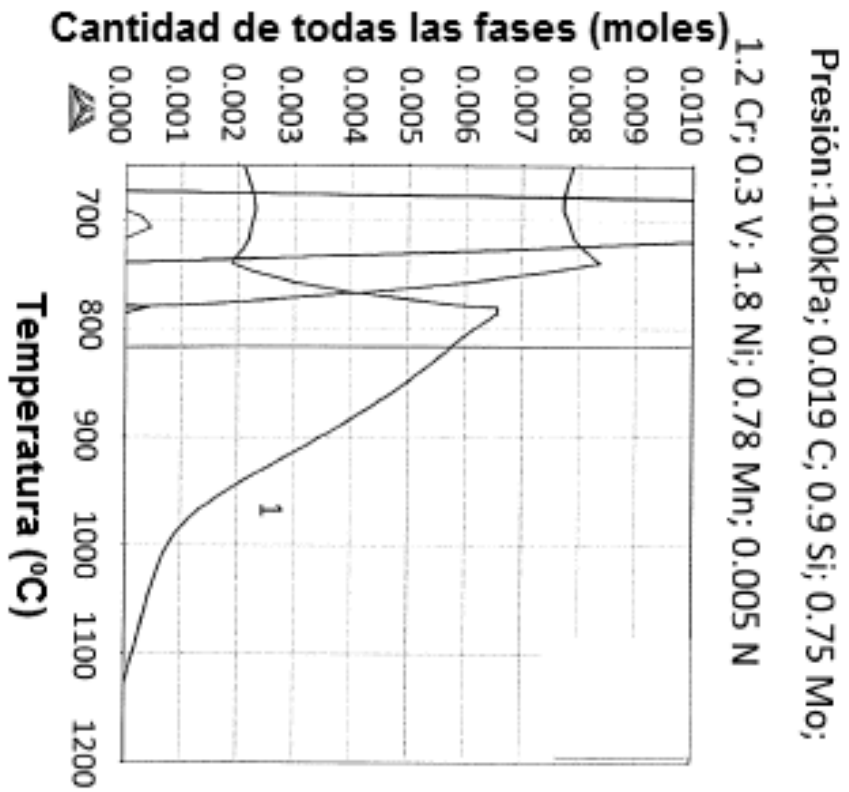


Figura 8

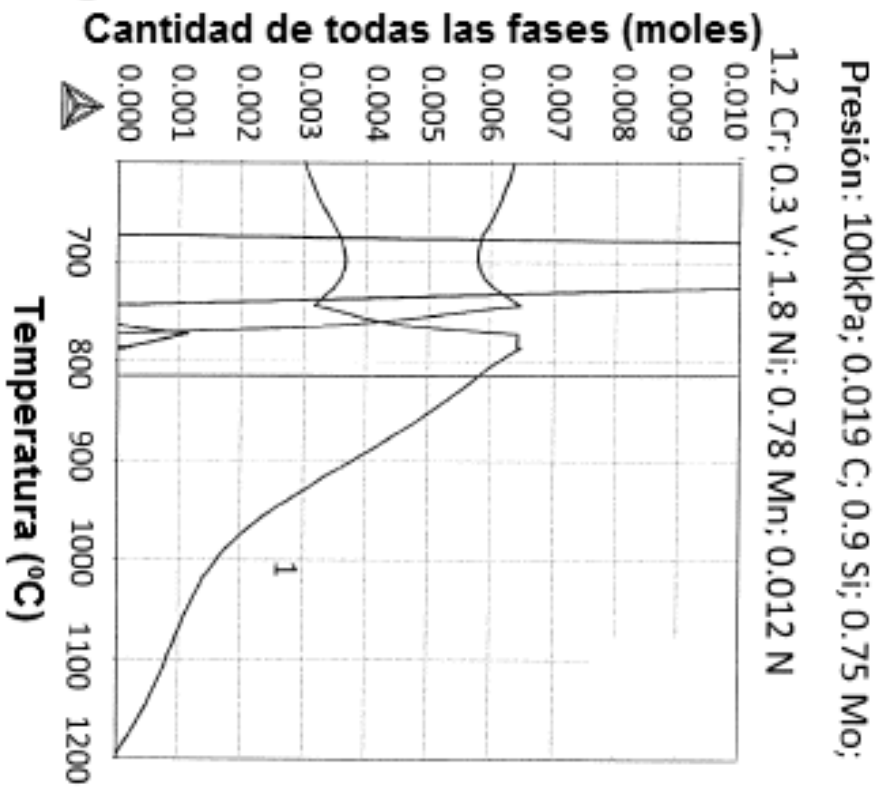


Figura 9

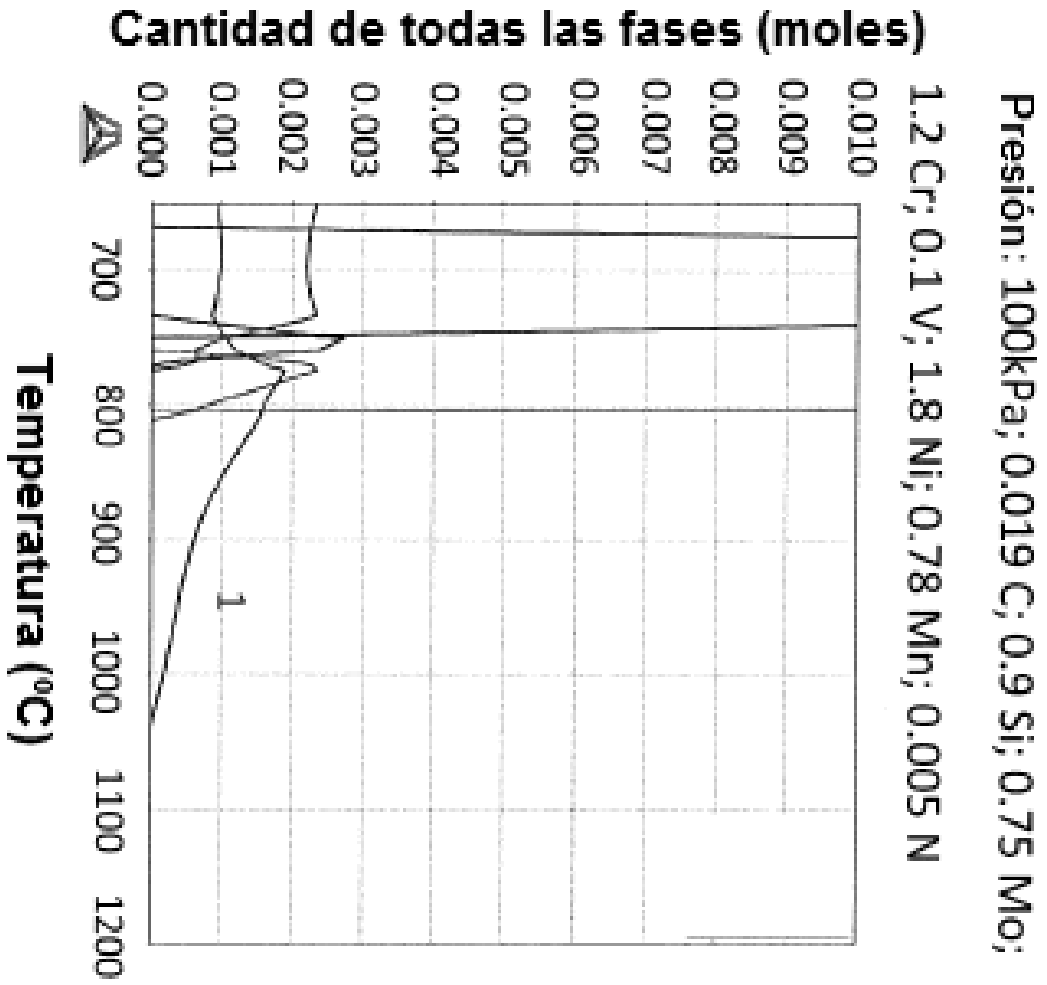


Figura 10