

(19)



(11)

EP 3 783 119 A1

(12)

EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG

(43) Veröffentlichungstag:
24.02.2021 Patentblatt 2021/08

(21) Anmeldenummer: **19192636.9**

(22) Anmeldetag: **20.08.2019**

(51) Int Cl.:

C21D 6/00 (2006.01)	C21D 8/02 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01)	C22C 38/00 (2006.01)
C22C 38/02 (2006.01)	C22C 38/04 (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01)	C22C 38/12 (2006.01)
C22C 38/42 (2006.01)	C22C 38/44 (2006.01)
C22C 38/46 (2006.01)	C22C 38/48 (2006.01)
C22C 38/50 (2006.01)	C22C 38/52 (2006.01)
C22C 38/54 (2006.01)	C23G 1/08 (2006.01)
C22C 38/18 (2006.01)	

(84) Benannte Vertragsstaaten:

**AL AT BE BG CH CY CZ DE DK EE ES FI FR GB
GR HR HU IE IS IT LI LT LU LV MC MK MT NL NO
PL PT RO RS SE SI SK SM TR**

Benannte Erstreckungsstaaten:

BA ME

Benannte Validierungsstaaten:

KH MA MD TN

(71) Anmelder: **ThyssenKrupp Steel Europe AG
47166 Duisburg (DE)**

(72) Erfinder:

- **Sinter, Andreas
45529 Hattingen (DE)**

• **Miller, Magnus
47249 Duisburg (DE)**

• **Menne, Manfred
44803 Bochum (DE)**

• **Hofmann, Harald
44357 Dortmund (DE)**

• **Schirmer, Matthias
40227 Düsseldorf (DE)**

• **Ferkel, Hans
45478 Mülheim (DE)**

(74) Vertreter: **Cohausz & Florack
Patent- & Rechtsanwälte
Partnerschaftsgesellschaft mbB
Bleichstraße 14
40211 Düsseldorf (DE)**

(54) **STAHLFLACHPRODUKT MIT AUSGEZEICHNETER OXIDATIONS- UND
HEISSGAS-KORROSIONSBESTÄNDIGKEIT SOWIE VERFAHREN ZUR HERSTELLUNG EINES
SOLCHEN STAHLFLACHPRODUKTS**

(57) Die Erfindung stellt ein Stahlflachprodukt mit einem vollferritischen Gefüge zur Verfügung, das aufgrund seiner Eigenschaftskombination optimal für die Herstellung von Bauteilen für den Hochtemperatureinsatz geeignet ist und dabei eine ebenso optimierte optische Erscheinung aufweist. Hierzu besteht das erfindungsgemäße Stahlflachprodukt aus (in Gew.-%) Al: 2,0 - 8,0 %, Cr: 2,0 - 10,0 %, Nb: 0,1 - 1,0 %, optional jeweils einem Element oder mehreren Elementen aus der Gruppe Mn, Ti, Si, B, Ta, W, V, Zr, Mo, Ni, Cu, Ca, SEM, Co mit der Maßgabe, dass die Gehalte an Mn: bis zu 3,0 %, Ti: bis zu 1,0 %, Si: bis zu 1,0 %, B: bis zu 0,10 %, Ta: bis zu 1,0 %, W: bis zu 1,0 %, V: bis zu 0,50 %, Zr: bis zu 1,0 %, Mo: bis zu 2,0 %, Ni: bis zu 2,0 %, Cu: bis zu 2,0 %, Ca: bis zu 0,150 %, SEM: bis zu 0,50 %, Co: bis zu 2,0

% betragen, wobei für den Gehalt %Cr an Cr, den Gehalt %Al an Al, den optional vorhandenen Gehalt %Si an Si und den ebenso optional vorhandenen Gehalt %Mn an Mn gilt: $\%Cr + 10 \times \%Si + \%Al + \%Mn \leq 20\%$, und als Rest aus Fe und unvermeidbaren Verunreinigungen, wobei zu den unvermeidbaren Verunreinigungen bis zu 0,10 % C, bis zu 0,30 % S, bis zu 0,10 % P, bis zu 0,30 % Sb, bis zu 0,30 % As, bis zu 0,50 % N zählen. Erfindungsgemäß beschaffene Stahlflachprodukte sind insbesondere für die Herstellung von Bauteilen von Abgasanlagen geeignet, bei denen Temperaturen von mehr als 200°C auftreten. Die Erfindung nennt auch ein Verfahren zur Herstellung eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts.

EP 3 783 119 A1

Beschreibung

[0001] Die Erfindung betrifft ein Stahlflachprodukt mit ausgezeichneter Oxidations- und Heißgas-Korrosionsbeständigkeit sowie ein Verfahren zur Herstellung eines solchen Stahlflachprodukts.

[0002] Als Stahlflachprodukte werden hier Walzprodukte verstanden, deren Länge und Breite jeweils wesentlich größer sind als ihre Dicke. Hierzu zählen insbesondere Stahlbänder, Stahlbleche und daraus gewonnene Zuschnitte, wie Platten und desgleichen, die durch Kaltwalzen eines zuvor warmgewalzten Stahlflachprodukts erhalten werden.

[0003] Alle Angaben zu Gehalten der in der vorliegenden Anmeldung angegebenen Stahlzusammensetzungen sind auf das Gewicht bezogen, sofern nicht ausdrücklich anders erwähnt. Alle nicht näher bestimmten, im Zusammenhang mit einer Stahllegierung stehenden "%-Angaben" sind daher als Angaben in "Gew.-%" zu verstehen.

[0004] Angaben zu den Gehalten eines Bestandteils des Gefüges der hier betrachteten Stahlerzeugnisse beziehen sich dagegen jeweils auf die Fläche eines Schiffs einer Probe des jeweiligen Erzeugnisses (Angabe in Flächenprozent "Flächen-%"), soweit nicht ausdrücklich anders angegeben.

[0005] In diesem Text gemachte Angaben zu den Gehalten der Bestandteile einer Atmosphäre beziehen sich auf das Volumen (Angabe in "Vol.-%").

[0006] Mechanische Eigenschaften, wie Zugfestigkeit, Streckgrenze, Dehnung, die hier berichtet werden, sind im Zugversuch gemäß DIN EN ISO 6892 - 1:2009 ermittelt worden, soweit nicht ausdrücklich anders angegeben.

[0007] Wenn vorliegend Werte zur Oxidations- und Heißgas-Korrosionsbeständigkeit zu bestimmten Stahlflachprodukten angegeben werden, so sind zur Ermittlung dieser Proben die betreffenden Stahlflachprodukte auf 900 °C erhitzt und für 2h Stunden unter Luft mit einem Gehalt von 6 Vol.-% Wasserdampf gehalten worden. Anschließend sind die Proben über 30 min unter einem Druckluftstrom gekühlt worden. Jede Probe hat 500 Zyklen dieser Art durchlaufen. Für eine erste Aussage zur über diese Zyklen eingetretenen Oxidation sind die Proben vor Beginn und nach Abschluss des Zyklusdurchlaufs einschließlich abgeplatzter Oxidationsprodukte gewogen worden. Zusätzlich wurden die Proben durch GD-OES (Glow Discharge Optical Emission Spectroscopy) untersucht. Im Ergebnis liefern diese Untersuchungen eine Aussage über die im Zuge des Durchlaufs der Zyklen entstandene Oxidschichtdicke sowie der chemischen Zusammensetzung der oxidischen Oberfläche.

[0008] Angaben zur Wärmeleitfähigkeit von Stahlflachprodukten der hier in Rede stehenden Art wurden mit der Laserflash-Methode nach DIN 821-2 unter Einsatz eines Gerät des Typs LFA 427/3/D der NETZSCH-Gerätebau GmbH, Selb, Deutschland (s. die unter der URL <https://www.netzsch-thermal-analysis.com/de/produkte-loesungen/waerme-und-temperaturleitfaehigkeitsbestimmung/lfa-427/> zum Download bereitstehende Broschüre "Laser-Flash-Apparatur LFA 427", Druckvermerk "NGB · LFA 427 · DE · 1118 · NWS") bestimmt. Dazu ist aus dem jeweils zu untersuchenden Warmband eine zunderfreie matte Probe mit einem Durchmesser von 12,7 mm und einer Dicke von zwei mm entnommen worden. Diese Probenscheibe ist bei verschiedenen Messtemperaturen einseitig mit einem Laserblitz kurzzeitig erhitzt worden. Der zeitliche Verlauf des Temperaturanstiegs ist auf der gegenüberliegenden Seite mit einem Infrarotdetektor gemessen und daraus die Temperaturleitfähigkeit berechnet worden. Die spezifische Wärmekapazität ist per dynamischer Differenzkalorimetrie nach DIN 821-3 mittels eines ebenfalls von der NETZSCH-Gerätebau GmbH gefertigten Geräts DSC 404 F/SO (s. die unter der URL <https://www.netzsch-thermal-analysis.com/de/produktloesungen/dynamische-differenzkalorimetrie-differenz-thermoanalyse/dsc-404-f3-pegasus/> zum Download bereitstehende Broschüre "Dynamische DifferenzKalorimetrie - DSC 404 F1/F3 Pegasus®", Druckvermerk "NGB · DSC 404 F1/F3 Pegasus® · DE · 0816 · NWS") gemessen worden. Dazu ist eine Warmbandprobe mit fünf mm Durchmesser und einem mm Dicke aufgeheizt und aus dem benötigten Wärmestrom die Wärmekapazität berechnet worden.

[0009] Um die Wärmeleitfähigkeit $\lambda = \alpha \times c_p \times \rho$ (mit α : Temperaturleitfähigkeit, c_p : spezifische Wärmekapazität, ρ : Dichte) bestimmen zu können, ist aus der Raumtemperaturdicke und dem technischen Ausdehnungskoeffizienten des Stahlwerkstoffs die von der Temperatur abhängige Dichte errechnet worden. Hierbei sind die Raumtemperaturdichte gemäß DIN 66137-2 und der Ausdehnungskoeffizienten mit einem Dilatometer aus der temperaturbedingten prozentualen Längenänderung einer 20 mm langen Probe bestimmt worden, wozu ein ebenfalls von der NITZSCH-Gerätebau GmbH gefertigter Dilatometer des Typs DIL 402C zum Einsatz kam (s. die unter der URL zum Download bereitstehende <https://www.netzsch-thermal-analysis.com/de/produktloesungen/dilatometer/dil-402-expedis-classic/> Broschüre "Dilatometer-Serie DIL 402", Druckvermerk "NGB · Dilatometer Series DIL 402 Expedis® Classic · DE · 0119").

[0010] Die Spröd-Duktil-Übergangstemperatur wurde durch Näpfchenziehen und im Näpfchenschlagversuch an Näpfchen ermittelt. Hierzu wurde eine Ronde (Durchmesser 80 mm) des jeweiligen Stahlflachprodukts mittels eines zylindrischen Stempels (Durchmesser 50 mm) zu einem Näpfchen tiefgezogen.

[0011] Beim anschließenden Näpfchenschlagversuch wurde das temperierte Näpfchen in einem Pellinfallwerk (Fallgewicht 27 kg, Fallhöhe 300 mm) geschlagen. Tritt beim Versuch ein Riss auf, galt der Test als nicht bestanden. Die tiefste Temperatur, bei der kein Riss im Näpfchen auftrat, wurde als Spröd-Duktil-Übergangstemperatur bewertet. Die Prüftemperaturen der Näpfchen lagen bei -80 bis +60 °C und wurden in 20K Schritten überprüft. Die Prüftemperaturen unter Raumtemperatur wurden in gekühltem Alkohol und die Temperaturen über Raumtemperatur in einem Ofen eingestellt (Lagerzeit je 10 min).

[0012] Die Dichte der hier betrachteten Stahlflachprodukte wurde mittels Helium-Gas-Pyknometer ermittelt (<https://de.wikipedia.org/wiki/Gaspyknometer>).

[0013] Die hier erwähnten Mittenrauwerte Ra von erfindungsgemäßen Stahlflachprodukten sind gemäß DIN EN 10049 ermittelt worden.

[0014] Angaben zur Kaltbiegeverformbarkeit sind im Plättchenbiegeversuch gemäß Prüfanweisung VDA 238-100 ermittelt worden.

[0015] Angaben zur Dicke und Zusammensetzung einer auf einem Stahlflachprodukt vorhandenen Oxidschicht sind mittels Messung im GD-OES-Verfahren ermittelt worden, das in DIN 11505 und ISO 16962 beschrieben ist.

[0016] Bauteile von KFZ-Abgasanlagen werden heute überwiegend aus Stahlflachprodukten geformt, die aus austenitischen CrNi-Stählen, z.B. dem unter der Werkstoffnummer 1.4828 genormten Stahl, oder ferritischen Cr-Stählen bestehen, wie dem unter der Werkstoffnummer 1.4509 bekannten Stahl. Diese legierten Stähle sind korrosions- und oxidationsbeständig. Dabei sind die ferritischen den austenitischen Güten hinsichtlich Oxidations- und Heißgas-Korrosionsbeständigkeit unterlegen, aber gleichzeitig deutlich kostengünstiger.

[0017] Ferritische Fe-Al-Cr-Stähle bieten ein attraktives Eigenschaftsprofil, sind aber bisher kommerziell nicht verfügbar. Aufgrund ihres geringeren Legierungsmittelgehaltes sind sie kostengünstiger als Cr-Stähle und bieten durch die Zulegierung von Al eine hervorragende, z.T. überlegene Oxidations- und Heißgas-Korrosionsbeständigkeit bei gleichzeitig besonders geringer Wärmeleitfähigkeit.

[0018] Aus der EP 2 723 910 B1 ist eine Eisen-Chrom-Aluminium-Legierung mit verbesserter Warmfestigkeit, geringer Chromverdampfungsrate und guter Verarbeitbarkeit bekannt, die aus (in Masse-%) 2,0 - 4,5 % Al, 12 - 25 % Cr, 1,0 - 4 % W, 0,25 - 2,0 % Nb, 0,05 - 1,2 % Si, 0,001 - 0,70 % Mn, 0,001 - 0,030 % C, 0,0001 - 0,05 % Mg, 0,0001 - 0,03 % Ca, 0,001 - 0,030 % P, max. 0,03 % N, max. 0,01 % S, 0,01 - 0,10 % Y, 0,01 - 0,10 % Hf, 0,01 - 0,10 % Zr, wobei W durch 1 - 4 % Mo ersetzt werden kann, wobei Y ganz oder teilweise durch 0,01 - 0,10 % mindestens eines der Elemente Sc und/oder La und/oder Ce ersetzt werden kann und wobei Hf oder Zr ganz oder teilweise durch 0,01 - 0,1 % Ti ersetzt werden kann, sowie jeweils optional max. 1,0 % Ni, max. 1,0 % Co, max. 0,5 % Cu, max. 0,1 % V, 0,001 - 0,010 % O und/oder 0,0001 - 0,008 % B, Rest Eisen und den üblichen erschmelzungsbedingten Verunreinigungen besteht, zu denen insbesondere Pb mit max. 0,002 %, Zr mit max. 0,002 % und Sn mit max. 0,002 % zählen, wobei die Legierung zudem folgende Formeln erfüllt:

$$\text{Formel 1: } 36 \% < \text{Cr} + 3 \cdot (\text{Al} + \text{Si}) + 4,6 \cdot \text{Mo} + 5,2 \cdot \text{W} + 10 \cdot \text{Nb},$$

$$\text{Formel 2: } 0,2 \cdot \text{Nb} \leq \text{Si} \leq 0,7 \cdot \text{Nb},$$

$$\text{Formel 3: } 19 \% < \text{Cr} + 4 \cdot \text{Nb} + 21,6 \cdot \text{Min}(\text{Si} ; 0,5 \cdot \text{Nb}),$$

wobei in diesen Formeln Cr, Al, Si, Mo, W und Nb der Legierungsgehalt dieser Elemente in Masse-% und mit $\text{Min}(\text{Si} ; 0,5 \cdot \text{Nb})$ der kleinere Wert von Si und $0,5 \cdot \text{Nb}$ ist. Aus einem derart komplex zusammengesetzten Stahl sollen sich insbesondere Bauteile herstellen lassen, die für den Einsatz in einer bis zu 1100 °C heißen Umgebung bestimmt sind.

[0019] Aus der EP 3 176 277 A1 ist darüber hinaus ein ferritischer rostfreier Stahl für eine Brennstoffzelle bekannt, der (in Massen-%) aus Cr: 11 bis 25 %, C: 0,03 % oder weniger, Si: 2 % oder weniger, Mn: 2 % oder weniger, Al: 0,5 bis 4,0 %, P: 0,05 % oder weniger, S: 0,01 % oder weniger, N: 0,03 % oder weniger, Ti: 1 % oder weniger und als Rest aus Fe und unvermeidbaren Verunreinigungen besteht, wobei in dem Stahl zusätzlich optional Ni: 1 % oder weniger, Cu: 1 % oder weniger, Mo: 2 % oder weniger, Sn: 1 % oder weniger, Sb: 1 % oder weniger, W: 1 % oder weniger, Co: 0,5 % oder weniger, Nb: 0,5 % oder weniger, V: 0,5 % oder weniger, Zr: 0,5 % oder weniger, Ga: 0,1 % oder weniger, Mg: 0,01 % oder weniger, B: 0,005 % oder weniger, Ca: 0,005 % oder weniger, La: 0,1 % oder weniger, Y: 0,1 % oder weniger, Hf: 0,1 % oder weniger und REM: 0,1 % oder weniger enthalten sein können. Dabei soll das Maximum der Konzentration von Al in einer Oberfläche des Stahls 30 Massen-% oder mehr eines Kationenanteils mit Ausnahme von O in einem Tiefenrichtungsbereich sein, der doppelt so dick ist wie ein auf dem Stahl vorhandener Oxidfilm, dessen Dicke weniger als 0,1 mm beträgt. Im Zuge seiner Verarbeitung wird der so zusammengesetzte Stahl einem Erwärmungsschritt unterzogen, bei dem er in einer Atmosphäre, die Sauerstoff oder Wasserstoff bei einer Temperatur von 700 bis 1100 °C enthält, geglüht wird, um einen Oxidfilm auf einer Oberfläche des Stahls zu bilden.

[0020] Aus der WO 2013/178629 A1 ist ein Stahl bekannt, der sich durch hohe Festigkeiten sowohl bei Raumtemperatur als auch bei höheren Einsatztemperaturen auszeichnet. Der erfindungsgemäße warmfeste Fe-Al-Cr-Stahl enthält dazu neben Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen (in Gew.-%) 3 - 7 % Al, 3 - 11 % Cr, bis zu 0,15 % C, bis zu 1 % Mn, bis zu 2 % Si, bis zu 0,1 % P, bis zu 0,03 % S, bis zu 2 % Mo, optional mindestens ein Element der Gruppe "Zr, V,

W, Nb, Ti" in Gehalten von jeweils bis zu einem 1 %, bis zu 1 % Co, bis zu 2 % Ni, bis zu 0,1 % B, bis zu 3 % Cu, bis zu 0,015 % Ca, bis zu 0,2 % REM und bis zu 0,1 % N.

[0021] Aus der EP 2 995 697 A1 ist ein Edelstahls substrat für eine Solarzelle bekannt, das (in Masse-%) Cr: 9% bis 25%, C: 0,03% oder weniger, Mn: 2% oder weniger, P: 0,05% oder weniger, S: 0,01% oder weniger, N: 0,03% oder weniger, Al: 0,005% bis 5,0%, Si: 0,05% bis 4,0% und als Rest Fe und unvermeidbare Verunreinigungen enthält, wobei der Si-Gehalt mindestens 0,4 % und/oder der Al-Gehalt mindestens 0,5 % beträgt und dabei für die Gehalte %Cr, %Al, %Si und %Mn an Cr, Al, Si und Mn gilt

$\%Cr + 10 \%Si + \%Mn + \%Al > 24.5 \%$. Gleichzeitig soll ein auf dem Substrat vorhandener Oxidfilm gemäß einer ersten Alternative Al_2O_3 mit einem Gehalt von mindestens 50 % oder gemäß einer zweiten Alternative Al_2O_3 und SiO_2 in einer Gesamtmenge von mindestens 50 % enthalten sein.

[0022] Vor dem Hintergrund des Standes der Technik hat sich die Aufgabe ergeben, ein Stahlflachprodukt anzugeben, das aufgrund seiner Eigenschaftskombination optimal für die Herstellung von Bauteilen für den Hochtemperatureinsatz geeignet ist und dabei eine ebenso optimierte optische Erscheinung aufweist. Darüber hinaus sollte ein Verfahren zur Herstellung eines solchen Stahlflachprodukts angegeben werden, das sich auf konventionellen, für die Schwarzblechherstellung bestimmten Produktionsanlagen durchführen lässt. Schließlich sollte die Erfindung auch ein Bauteil angeben, das auch hohen Temperaturen im Dauereinsatz standhält.

[0023] Die Erfindung hat diese Aufgabe durch ein Stahlflachprodukt, das mindestens die in Anspruch 1 angegebenen Merkmale aufweist, und ein Verfahren gelöst, das mindestens die in Anspruch 10 angegebenen Arbeitsschritte umfasst.

[0024] Bei dem erfindungsgemäß die voranstehende Aufgabe lösenden Bauteil handelt es sich um ein Teil einer Abgasanlage eines Verbrennungsmotors, das aus einem erfindungsgemäß beschaffenen Stahlflachprodukt geformt ist.

[0025] Vorteilhafte Ausgestaltungen der Erfindung sind in den abhängigen Ansprüchen angegeben und werden wie der allgemeine Erfindungsgedanke nachfolgend im Einzelnen erläutert.

[0026] Ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt weist demnach ein vollferritisches Gefüge auf und besteht aus (in Gew.-%) Al: 2,0 - 8,0 %, Cr: 2,0 - 10,0 %, Nb: 0,10 - 1,0 %, optional jeweils einem Element oder mehreren Elementen aus der Gruppe Mn, Ti, Si, B, Ta, W, V, Zr, Mo, Ni, Cu, CA, SEM, Co mit der Maßgabe, dass die Gehalte an Mn: bis zu 3,0 %, Ti: bis zu 1,0 %, Si: bis zu 1,0 %, B: bis zu 0,10 %, Ta: bis zu 1,0 %, W: bis zu 1,0 %, V: bis zu 0,50 %, Zr: bis zu 1,0 %, Mo: bis zu 2,0 %, Ni: bis zu 2,0 %, Cu: bis zu 2,0 %, Ca: bis zu 0,150 %, SEM: bis zu 0,50 %, Co: bis zu 2,0 % betragen, wobei für den Gehalt %Cr an Cr, den Gehalt %Al an Al, den optional vorhandenen Gehalt %Si an Si und den ebenso optional vorhandenen Gehalt %Mn an Mn gilt:

$$\%Cr + 10 \times \%Si + \%Al + \%Mn \leq 20\%,$$

und als Rest aus Fe und unvermeidbaren Verunreinigungen, wobei zu den unvermeidbaren Verunreinigungen bis zu 0,10 % C, bis zu 0,30 % S, bis zu 0,10 % P, bis zu 0,30 % Sb, bis zu 0,30 % As, bis zu 0,50 % N zählen.

[0027] Ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt zeichnet sich durch eine hohe Oxidations- und Heißgas-Korrosionsbeständigkeit sowie eine allgemein hohe Korrosionsbeständigkeit bei hohen Temperaturen bei einer gleichzeitig außergewöhnlich geringen Wärmeleitfähigkeit, einem reduzierten spezifischen Gewicht, einer guten Kaltumformbarkeit, die sich in einer hohen Bruchdehnung und geringen Streckgrenze sowie guten Werten bei Erichsen-Nahttiefungsversuchen an einer am erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt erzeugten Schweißnaht äußert, einer guten Schweißbarkeit sowie einer besonders tiefen, im Näpfcenschlagversuch nachgewiesenen Spröd-Duktil-Übergangstemperatur, einer hohen Warmfestigkeit und einer durch Mischkristallhärtung erzielten hohen Festigkeit bei Raumtemperatur aus. So besitzen erfindungsgemäße Stahlflachprodukte eine geringe Wärmeleitfähigkeit von höchstens 18 W/mK bei Raumtemperatur, eine hohe Oxidations- und Heißgas-Korrosionsbeständigkeit von höchstens 10 mg/cm², eine geringe Dichte von höchstens 7,3 g/cm³, eine Bruchdehnung A50 von mindestens 18 %, Nahttiefungen bei einer durch WIG-Schweißen erzeugten Schweißnaht von mindestens 6 mm, eine Übergangstemperatur im Näpfcenschlagversuch von höchstens 20°C, bei 600 °C eine hohe Warmstreckgrenze von mindestens 150 MPa und eine ebenfalls hohe Warmzugfestigkeit von min. 200 MPa sowie bei Raumtemperatur eine Streckgrenze von mindestens 300 MPa und maximal 550 MPa, einer Zugfestigkeit von mindestens 450 MPa und maximal 700 MPa sowie einer Bruchdehnung A50 längs und quer von mindestens 18% und maximal 34%. Um dies zu erreichen, weist das Stahls substrat, aus dem ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt besteht, die nachfolgend im Einzelnen erläuterten Gehalte an Pflichtbestandteilen auf.

[0028] Um die besonderen Eigenschaften eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts weiter auszuprägen, können zu diesen Pflichtbestandteilen optional weitere Legierungselemente hinzukommen, deren Gehalte nachfolgend ebenfalls erläutert sind. Gleichzeitig macht die Erfindung dezidierte Vorschriften hinsichtlich der Gehalte, die nicht überschritten werden dürfen, damit die technisch unvermeidbaren Verunreinigungen keinen Einfluss auf die angestrebten Eigenschaften eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts haben.

[0029] Neben Eisen ("Fe") notwendig im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt vorhandene Pflichtbestandteile sind:

Aluminium ("Al") ist als Pflichtbestandteil in Gehalten von 2,0 - 8,0 Gew.-% im Stahl eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts vorhanden. Al in diesen Gehalten verringert die Dichte eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts und fördert mit dem weiteren Pflichtbestandteil Cr die Bildung vollferritischer Gefüge. Gleichzeitig bewirken die erfindungsgemäß vorgesehenen Gehalte an Al eine minimierte Wärmeleitfähigkeit eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts.

Um diese positiven Einflüsse sicher zu nutzen, beträgt der Al-Gehalt eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts mindestens 2,0 Gew.-%, wobei sich Gehalte von mindestens 3,0 Gew.-% oder insbesondere mindestens 4,0 Gew.-% als in dieser Hinsicht besonders günstig erweisen. Bei Al-Gehalten von mehr als 8 Gew.-% würde allerdings die Kaltumformbarkeit erschwert und die Schweißseignung durch die Bildung von stabiler, den elektrischen Widerstand in der Schweißzone erhöhender Schweißschlacke beeinträchtigt. Auch besteht bei zu hohen Al-Gehalten die Gefahr, dass Al mit den als Verunreinigungen in der Regel unvermeidbar vorhandenen Gehalten an N und C verspröden Phasen, wie Al-Nitride, Kappa-Karbide bilden würde. Zudem würde bei zu hohen Al-Gehalten die Stapelfehlerenergie erhöht, wodurch die Erholung und Rekristallisation nach dem Kaltwalzen erschwert und versetzungsreiches Gefüge und eine damit einhergehend hohe Streckgrenze und geringe Bruchdehnung entstehen würde. Schließlich würden zu hohe Al-Gehalte die Bandherstellung wegen der geringen Wärmeleitfähigkeit durch deutlich erhöhte Liegezeiten im Ofen erschweren sowie den E-Modul aufgrund des hohen Al-Atomradius senken. Mögliche negative Einflüsse der Anwesenheit von Al im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt können besonders sicher dadurch vermieden werden, dass der Al-Gehalt auf höchstens 7,0 Gew.-%, insbesondere auf höchstens 6,0 Gew.-%, begrenzt wird.

[0030] Chrom ("Cr") ist im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt in Gehalten von 2,0 - 10,0 Gew.-% vorhanden. Cr fördert mit Al die Entstehung eines vollferritischen Gefüges, das eine hohe Warmfestigkeit gewährleistet. Darüber hinaus verbessert die Anwesenheit von Cr die Korrosions- und Oxidationsbeständigkeit und erhöht die Streckgrenze sowie die Zugfestigkeit. Des Weiteren unterstützt Cr in den erfindungsgemäß vorgesehenen Gehalten die Bildung einer oxidationsbeständigen Al_2O_3 -Schicht und erhöht den Niedrigtemperatur-Korrosionswiderstand. Zudem kann Cr in geringen Anteilen in der Lavesphase Fe_2Nb enthalten sein. Diese vorteilhaften Einflüsse lassen sich dadurch besonders sicher nutzen, dass der Cr-Gehalt eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts mindestens 3,0 Gew.-%, insbesondere mindestens 5,5 Gew.-% beträgt. In Kombination mit Al könnten zu hohe Cr-Gehalte eine Verminderung der Bruchdehnungen und hohe Streckgrenzen bedingen, die zu einer verschlechterten Kaltumformbarkeit führen. Diese negativen Einflüsse können durch eine Beschränkung des Cr-Gehalts auf höchstens 9,5 Gew.-%, insbesondere höchstens 8,4 Gew.-%, besonders sicher vermieden werden.

[0031] Niob ("Nb") ist im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt als Pflichtbestandteil in Gehalten von 0,10 - 1,0 Gew.-% vorhanden. Nb bildet die im Gefüge eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts zwar nicht notwendig, jedoch im Hinblick auf die angestrebten Eigenschaften vorteilhafterweise vorhandene Laves-Phase Fe_2Nb , die zur hohen Warmfestigkeit eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts beiträgt, indem Fe_2Nb das Kornwachstum durch Korngrenzpinning bremst und dabei sehr temperaturstabil ist. Die Laves-Phase Fe_2Nb bildet sich schon im Stahlflachprodukt. Jedoch muss die Entstehung dieser Phase nicht zwingend bereits im Stahlflachprodukt abgeschlossen sein, sondern kann auch erst im Bauteileinsatz vervollständigt werden. Bei zu hohen Nb-Gehalten würden die Kaltformbarkeit und Schweißseigenschaften eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts verschlechtert. Besonders sicher lassen sich die positiven Einflüsse der Anwesenheit von Nb nutzen, wenn der Nb-Gehalt mindestens 0,20 Gew.-%, insbesondere mindestens 0,30 Gew.-% beträgt. Die negativen Einflüsse von Nb auf die Eigenschaften eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts können besonders sicher dadurch ausgeschlossen werden, dass der Nb-Gehalt auf höchstens 0,70 Gew.-%, insbesondere höchstens 0,50 Gew.-%, beschränkt wird.

[0032] Gemäß einer hinsichtlich der Gehalte seiner Pflichtbestandteile optimierten Ausgestaltung enthält ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt somit einen Al-Gehalt von 3,0 - 7,0 Gew.-%, einen Cr-Gehalt von 3,0 - 9,5 Gew.-% und einen Nb-Gehalt von 0,2 - 0,70 Gew.-%, wobei sich ein insgesamt optimiertes Eigenschaftsprofil bei einem Al-Gehalt von 4,0 - 6,0 Gew.-%, einem Cr-Gehalt von 5,5 - 8,4 Gew.-% und einem Nb-Gehalt von 0,30 - 0,50 Gew.-% ergibt.

[0033] Nachfolgend werden die optional vorhandenen Legierungsbestandteile eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts und ihre Wirkungen erläutert. "Optional vorhanden" bedeutet dabei, dass im Fall des Vorhandenseins der jeweilige Legierungsbestandteil in einem für die Entfaltung der ihm zugeschriebenen Wirkung wirksamen Gehalt anwesend ist, der über den Gehalt hinausgeht, bis zu welchem das jeweilige Element als technisch unvermeidbare, jedoch im Hinblick auf die Eigenschaften eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts unwirksame Verunreinigung vorhanden sein kann:

Ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt kann optional Tantal ("Ta") oder Wolfram ("W") in Gehalten von jeweils 1,0 Gew.-% enthalten, wobei diese Elemente, sofern vorhanden bei Gehalten von jeweils bis zu 0,50 Gew.-%, bevorzugt bis zu 0,30 Gew.-%, ihre Wirkung optimal entfalten. Beide Elemente unterstützen die Festigkeit durch Karbidbildung und tragen zudem zur Warmfestigkeit bei. Um diese Effekte zu nutzen, kann ein Mindestgehalt von mindestens 0,02 Gew.-% Ta und/oder mindestens 0,05 Gew.-% W im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt vorhanden sein.

[0034] Auch Zirkon ("Zr") kann optional in Gehalten von bis zu 1,0 Gew.-%, insbesondere bis zu 0,50 Gew.-%, besonders bevorzugt bis zu 0,30 Gew.-%, im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt anwesend sein, um die Festigkeit durch Karbidbildung zu erhöhen und zur Warmfestigkeit beizutragen. Um diese Effekte zu nutzen, kann ein Mindestgehalt

von mindestens 0,02 Gew.-% Zr im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt vorhanden sein. Oberhalb der erfindungsgemäß vorgegebenen Gehaltsgrenzen liegende Zr-Gehalte würden die Duktilität beeinträchtigen und die Kaltverformbarkeit eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts einschränken.

[0035] Vanadium ("V") kann optional in Gehalten von bis zu 0,50 Gew.-%, insbesondere bis zu 0,30 Gew.-% im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt anwesend sein, um ebenfalls durch Karbidbildung die Festigkeit zu erhöhen. Um diesen Effekt zu nutzen, kann ein Mindestgehalt von mindestens 0,05 Gew.-% V im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt vorhanden sein.

[0036] Molybdän ("Mo") ist ebenfalls ein optional im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt vorhandenes Legierungselement. Mo erhöht die Zugfestigkeit und Warmfestigkeit. Darüber hinaus bildet Mo mit dem als Verunreinigung vorhandenen C feine Karbide, die zu einem feinen Gefüge beitragen können und kann in die Lavesphase Fe_2Nb eingebaut werden. Diese Effekte können sicher genutzt werden, wenn ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt ein Mindestgehalt von mindestens 0,05 Gew.-% Mo aufweist. Zu hohe Gehalte an Mo würden jedoch die Warm- und Kaltumformbarkeit eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts sowie die Duktilität in einer an einem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt erzeugten Schweißnaht beeinträchtigen. Daher ist der Mo-Gehalt eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts auf höchstens 2,0 Gew.-%, insbesondere 1,0 Gew.-%, bevorzugt höchstens 0,3 Gew.-% beschränkt.

[0037] Nickel ("Ni") kann in einem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt in Gehalten von 2,0 Gew.-%, insbesondere bis zu 1,0 Gew.-%, bevorzugt bis zu 0,5 Gew.-%, vorhanden sein, um die Festigkeit und Zähigkeit sowie, damit einhergehend, die Kaltumformbarkeit und die Duktilität in einer am erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt erzeugten Schweißnaht zu verbessern. Höhere Gehalte an Ni würden zu einem unerwünschten Anstieg und zu einer Stabilisierung des Austenitanteils im Gefüge des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts führen. Die vorteilhaften Effekte der Anwesenheit von Ni können sicher genutzt werden, wenn ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt ein Mindestgehalt von mindestens 0,1 Gew.-% Ni besitzt.

[0038] Kupfer ("Cu") kann im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt optional in Gehalten von bis zu 2,0 Gew.-% vorhanden sein, um die Korrosionsbeständigkeit zu verbessern. Diese positive Wirkung kann dann sicher erreicht werden, wenn der Gehalt an Cu mindestens 0,05 Gew.-% beträgt. Zu hohe Cu-Gehalte können jedoch das Warmwalzverhalten, die Kaltumformbarkeit sowie die Schweißbarkeit verschlechtern. Diese negativen Einflüsse können sicher dadurch vermieden werden, dass der Cu-Gehalt des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts auf höchstens 1,0 Gew.-%, insbesondere höchstens 0,5 Gew.-% beschränkt wird.

[0039] Kalzium ("Ca") kann im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt optional in Gehalten von bis zu 0,150 Gew.-% vorhanden sein, um bei der Stahlerzeugung seine entschwefelnde und desoxidierende Wirkung zu nutzen. Darüber hinaus trägt die Anwesenheit von Ca zur Verbesserung der Oxidhaftung bei. Diese positive Wirkung kann dann sicher erreicht werden, wenn der Gehalt an Ca mindestens 0,0015 Gew.-% beträgt. Zu hohe Ca-Gehalte können jedoch die Prozessierbarkeit des Stahls, aus dem ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt besteht, erschweren. Diese negativen Einflüsse können sicher dadurch vermieden werden, dass der Ca-Gehalt des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts auf höchstens 0,050 Gew.-% beschränkt wird.

[0040] Auch Seltenerdmetalle ("SEM") können im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt optional in Gehalten von bis zu 0,50 Gew.-% vorhanden sein, um bei der Stahlerzeugung ihre entschwefelnde und desoxidierende Wirkung und ihren positiven Einfluss auf die Oxidhaftung zu nutzen. Diese positive Wirkung kann dann sicher erreicht werden, wenn der Gehalt an SEM mindestens 0,01 Gew.-% beträgt. Zu hohe SEM-Gehalte können jedoch die Prozessierbarkeit des Stahls, aus dem ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt besteht, erschweren. Diese negativen Einflüsse können sicher dadurch vermieden werden, dass der SEM-Gehalt des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts auf höchstens 0,20 Gew.-% beschränkt wird.

[0041] Kobalt ("Co") kann optional im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt in Gehalten von bis zu 2,0 Gew.-% vorhanden sein. Co liefert einen positiven Beitrag zur Warmfestigkeit. Diese positive Wirkung kann dann sicher erreicht werden, wenn der Gehalt an Co mindestens 0,1 Gew.-% beträgt. Allerdings fördert Co im Zuge der Erzeugung eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts die Bildung von Austenit und destabilisiert damit den notwendigen Vollferrit. Aus diesem Grund beträgt der Gehalt an optionalem Co bevorzugt maximal 2,0 Gew.-%. Ihre optimale Wirkung zeigt die Anwesenheit von Co in einem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt bei Gehalten von bis zu 1,0 Gew.-%, insbesondere bis zu 0,50 Gew.-%.

[0042] Mangan ("Mn") ist im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt optional in Gehalten von bis zu 3,0 Gew.-% vorhanden. Mn fördert die Duktilität und Zähigkeit eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts. So steigt durch die Anwesenheit von Mn die Bruchdehnung, der r-Wert und die Verformbarkeit einer an einem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt beispielsweise durch MIG-, MAG-, WIG- oder Laser-Schweißen erzeugten Schweißnaht. Darüber hinaus kann durch die Zugabe von Mn die Übergangstemperatur und die Streckgrenze gesenkt werden. Diesen positiven Einflüssen, die ab Gehalten von mindestens 0,30 Gew.-%, insbesondere mindestens 0,50 Gew.-%, besonders zielgerichtet genutzt werden können, steht gegenüber, dass Mn ein Austenitbildner ist, der bei zu hohen Gehalten die Duktilität stark mindern kann und die Korrosionsbeständigkeit mit steigenden Gehalten verringert. Diese negativen Auswirkungen können durch eine Beschränkung des Mn-Gehalts auf höchstens 2,0 Gew.-%, insbesondere weniger als 2,0 Gew.-% oder höchstens

1,5 Gew.-%, sicher vermieden werden.

[0043] Titan ("Ti") ist optional im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt in Gehalten von bis zu 1,0 Gew.-% vorhanden. Ti kann durch Bildung von Ti-Karbiden zur Erhöhung der Festigkeit beitragen. Darüber hinaus verbessert die Anwesenheit von Ti die Korrosionsbeständigkeit. Auch die Warmfestigkeit wird in Folge einer höheren Temperaturstabilität, d.h. höheren Auflösetemperatur der Laves-Phase Fe_2Nb durch die Anwesenheit von Ti verbessert. Ti wird in die Laves-Phase eingebaut und durch die Anwesenheit von Ti werden die Anteile der Laves-Phasen im Gefüge erhöht. Auch führt Ti in den erfindungsgemäß optional vorgesehenen Gehalten zu einer verringerten Dichte des Stahlflachprodukts. Ti kann zudem bei der Erzeugung des Stahls eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts zur Desoxidation genutzt werden und bildet mit B Titanboride, welche kornfeinend wirken. Diese positiven Eigenschaften lassen sich bei Ti-Gehalten von mindestens 0,050 Gew.-%, insbesondere mindestens 0,10 Gew.-%, besonders sicher nutzen. Schädliche Auswirkungen der Anwesenheit von Ti, wie übergroße Volumengehalte an Laves-Phasen im Gefüge, können dadurch besonders sicher vermieden werden, dass der Ti-Gehalt auf höchstens 0,60 Gew.-% beschränkt wird.

[0044] Silizium ("Si") ist optional in Gehalten von bis zu 1,0 Gew.-% im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt vorhanden. Si erhöht die Festigkeit und Korrosionsbeständigkeit. Gleichzeitig verbessert die Anwesenheit von Si die Warmfestigkeit durch höhere Temperaturstabilität, d.h. höhere Auflösetemperatur der Laves-Phase Fe_2Nb . Si trägt zudem zur Erhöhung des Anteils der gebildeten Laves-Phase bei und verringert die Dichte des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts. Bei Gehalten von mehr als 1 Gew.-% kann Si die Schweißeignung verringern und die Spröd-Duktil-Übergangstemperatur zu ungünstigen, höheren Temperaturen verschieben. Diese positiven Einflüsse lassen sich bei Si-Gehalten von mindestens 0,050 Gew.-%, insbesondere mindestens 0,10 Gew.-%, besonders sicher nutzen. Schädliche Auswirkungen der Anwesenheit von Si können dadurch besonders sicher vermieden werden, dass der Si-Gehalt auf höchstens 0,60 Gew.-% beschränkt wird.

[0045] Bor ("B") ist optional in Gehalten von bis zu 0,10 Gew.-% im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt vorhanden. B kann in Anwesenheit von Ti Titanboride bilden, die feinkörnend wirken. Dieser positive Einfluss der Anwesenheit von B lässt sich bei B-Gehalten von mindestens 0,001 Gew.-% nutzen. Allerdings beeinträchtigen zu hohe Gehalte an B die Kaltumformbarkeit. Schädliche Auswirkungen der Anwesenheit von B können dadurch besonders sicher vermieden werden, dass der gelöste B-Gehalt auf höchstens 0,010 Gew.-% beschränkt wird.

[0046] Als Verunreinigungen gegebenenfalls vorhandene Elemente, deren Gehalte so gering zu halten sind, dass sie unwirksam sind, sind:

Kohlenstoff ("C") ist im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt allenfalls als Verunreinigung vorhanden. Sein Gehalt ist deshalb möglichst so begrenzt, dass er keine Wirkung auf die Eigenschaften eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts hat. C bildet mit Al spröde Fe-Al-Karbid. Um diese negative Wirkung zu vermeiden, kann C durch einen Pflichtbestandteil oder zugegebenen Karbidbildner, wie Ti, Nb, Mo, Zr, W oder Ta abgebunden werden. Um jeden negativen Einfluss von C auf die Eigenschaften eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts zu vermeiden, ist dessen C-Gehalt auf höchstens 0,10 Gew.-%, bevorzugt höchstens 0,050 Gew.-% oder, besonders bevorzugt, auf höchstens 0,030 Gew.-% beschränkt.

[0047] Auch Phosphor ("P") ist im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt allenfalls als Verunreinigung vorhanden. P neigt zu Seigerungen, die nur schwer ausgeglichen werden können, und verschlechtert Kaltumformbarkeit, Schweißbarkeit und Oxidationsbeständigkeit. Daher ist der P-Gehalt eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts mit höchstens 0,10 Gew.-% so begrenzt, dass es keine Wirkung auf die Eigenschaften eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts hat.

[0048] Schwefel ("S") zählt ebenfalls zu den Verunreinigungen und ist im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt mit höchstens 0,30 Gew.-% zugelassen. Bei höheren Gehalten würde die Warmumformbarkeit beim Warmwalzen und die Korrosionsbeständigkeit des Stahlflachprodukts verschlechtert werden. Daher ist der S-Gehalt eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts wie der Gehalt der sonstigen Verunreinigungen so gering wie möglich einzustellen.

[0049] Stickstoff ("N") ist im erfindungsgemäßen Stahl nur als Verunreinigung vorhanden, dessen Gehalt zur Vermeidung schädlicher Einflüsse auf höchstens 0,05 Gew.-% beschränkt ist. Die Anwesenheit höherer Gehalte an N würde zur Bildung von nachteiligen Al-Nitriden führen, die die mechanischen Eigenschaften und die Verformbarkeit eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts verschlechtern würden. Um diese negativen Auswirkungen der Anwesenheit von N zu minimieren, kann der N-Gehalt auf höchstens 0,030 Gew.-%, insbesondere höchstens 0,015 Gew.-% beschränkt werden.

[0050] Antimon ("Sb") ist ebenfalls eine Verunreinigung und in Gehalten von höchstens 0,30 Gew.-% zugelassen. Sb ist giftig und erhöht die Sprödigkeit und das Risiko von Rotbrüchigkeit. Um den negativen Einfluss von Sb auf die Eigenschaften eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts zu minimieren ist der Sb-Gehalt so gering wie möglich, insbesondere auf höchstens 0,10 Gew.-%, bevorzugt auf höchstens 0,010 Gew.-% zu beschränken.

[0051] Arsen ("As") zählt ebenso zu den unerwünschten Verunreinigungen, da es ähnlich wie P zu Seigerung neigt. Es setzt zudem die Schweißbarkeit herab, ist aber metallurgisch nicht aus dem Stahl entfernbar, so dass regelmäßig unvermeidbare Reste an As im Stahl nachzuweisen sind. Um jeden negativen Einfluss der Anwesenheit von As zu vermeiden, ist der As-Gehalt im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt auf höchstens 0,30 Gew.-%, insbesondere auf

höchstens 0,10 Gew.-%, bevorzugt auf höchstens 0,010 Gew.-% beschränkt.

[0052] Indem zusätzlich der jeweilige Gehalt %Cr an Cr, der jeweilige Gehalt %Al an Al und, soweit jeweils vorhanden, der jeweilige Gehalt %Si an Si und der jeweilige Gehalt %Mn an Mn die Bedingung

$$\%Cr + 10 \times \%Si + \%Al + \%Mn \leq 20\%,$$

erfüllen, wird eine gute Kaltumformbarkeit, Bruchdehnung und Schweißnahtverformbarkeit (Nahttiefung) eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts sichergestellt. Dies gilt insbesondere dann, wenn der Mn-Gehalt höchstens 2 Gew.-%, insbesondere weniger als 2 Gew.-%, also beispielsweise bis zu 1,5 Gew.-%, beträgt.

[0053] Ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt zeichnet sich durch eine äußerst dünne Oxidschicht auf seiner freien Oberfläche aus, deren Dicke höchstens 150 nm, insbesondere höchstens 110 nm beträgt. Dabei sind die Arbeitsschritte und Parameter der Herstellung eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts so abgestimmt, dass trotz der Anwesenheit von Al und Ti als oxidaffine Elemente der Entstehung einer übermäßig dicken Oxidschicht entgegengewirkt wird. Diese Oxidschicht ist sehr dicht, sodass sie einer weiteren Oxidation entgegenwirkt. Infolgedessen weist ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt einen hohen Oberflächenglanz auf, der gleichmäßig verteilt über die Oberfläche des Stahlflachprodukts vorliegt.

[0054] Im Fall der optionalen, jedoch für viele Anwendungsfälle aufgrund der dadurch erzielten Verbesserung der mechanischen Eigenschaften für viele Anwendungen bedeutsamen Anwesenheit von Mn im Stahlsubstrat eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts in Gehalten von bis zu 3,0 Gew.-% liegt in der an der Oberfläche eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts gegebenenfalls vorhandenen Oxidschicht ein Mn-Gehalt von höchstens 2 Gew.-% vor. Dabei stellen die erfindungsgemäß gewählten Parameter der Erzeugung eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts auch im Fall der Anwesenheit wirksamer Mn-Gehalte im Stahlsubstrat sicher, dass es zu keinem übermäßigen Anwachsen der Oberflächen-Oxidschicht kommt. Hierbei kommt insbesondere der nachfolgend erläuterten Einstellung der Atmosphäre, unter der die Schlussglühung (Arbeitsschritt h) des erfindungsgemäßen Verfahrens) durchgeführt wird, d.h. die Einstellung des Taupunkts hin zu möglichst geringen Temperaturen am Ende der Schlussglühung, jedenfalls aber auf $\leq -50^\circ\text{C}$, insbesondere $\leq -60^\circ\text{C}$, besonders bevorzugt $< 60^\circ\text{C}$, eine besondere Bedeutung zu.

[0055] Aufgrund der, soweit vorhanden, allenfalls nur sehr dünnen, nämlich nur maximal 150 nm, insbesondere maximal 100 nm dicken Oxidschicht, die auf seiner Oberfläche vorhanden ist, weist ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt zudem eine optische Anmutung auf, die der eines Blechs aus korrosions- und oxidationsbeständigem ferritischem Cr-Stahl bzw. CrNi-Stahl gleicht.

[0056] Zu einer aus einem derartigen Stahl gefertigten Stahlflachprodukt gleichenden Anmutung eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts trägt bei, dass ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt einen gemäß DIN EN 10049 bestimmten Mittenrauwert Ra von 0,1 - 1,5 μm , insbesondere 0,2 - 1,0 μm , aufweist, wobei zuverlässig Mittenrauwerte Ra von 0,3 - 0,7 μm erreicht werden.

[0057] Ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt weist ein vollständig ferritisches Gefüge auf.

[0058] Durch die Zugabe von Nb als Pflichtbestandteil des Stahls eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts wird die Bildung von Laves-Phasen Fe_2Nb ermöglicht. Diese verbessern die Warmfestigkeit, indem sie durch Korngrenzenpinning ein übermäßiges Kornwachstum bei hohen Temperaturen verhindern. Der Anteil der Laves-Phasen Fe_2Nb am Gefüge eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts beträgt dabei vorteilhafterweise 0,10 - 1 Vol.-%, insbesondere 0,20 - 0,80 Vol.-%, besonders vorteilhafterweise 0,30 - 0,60 Vol.-%.

[0059] Durch die erfindungsgemäße Art und Weise der Erzeugung eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts und seine erfindungsgemäße Zusammensetzung wird erreicht, dass sicher mehr als 20 %, insbesondere mehr als 40 % und besonders bevorzugt mehr als 70 % der Partikelzahl der Laves-Phase als Fe_2Nb -Ausscheidungen auf den Korngrenzen des Gefüges liegen und so besonders effektiv und sicher das Kornwachstum auch bei Verwendungen, in denen erfindungsgemäße Stahlflachprodukte oder die daraus hergestellten Bauteile hohen Temperaturen ausgesetzt sind, verhindern und damit eine optimierte Warmfestigkeit sichern.

[0060] Ihr Eigenschaftsprofil macht erfindungsgemäße Stahlflachprodukte im besonderen Maße zur Herstellung von Bauteilen für Abgasanlagen von Verbrennungsmotoren geeignet, bei denen diese Bauteile Temperaturen von regelmäßig mehr als 200°C , insbesondere mindestens 600°C , ausgesetzt sind. So lassen sich aus erfindungsgemäßen Stahlflachprodukten beispielsweise Abgaskrümmherstellen, in denen im praktischen Einsatz Temperaturen von bis zu 1000°C auftreten. Gerade bei solcher Art thermisch extrem belasteten Bauteilen erweist sich die exzellente Oxidations- und Heißgas-Korrosionsbeständigkeit eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts als besonders wertvoll.

[0061] Dabei lassen sich erfindungsgemäße Stahlflachprodukte auf konventionellen Produktionsanlagen herstellen, wie sie zur Erzeugung von Schwarzblechen und desgleichen heute zur Verfügung stehen. Demgemäß lässt sich die Herstellung erfindungsgemäßer Stahlflachprodukte wesentlich einfacher und kostengünstiger bewerkstelligen als die Herstellung von Stahlflachprodukten aus nicht rostenden Stählen mit vergleichbaren Eigenschaften.

[0062] Dies gelingt, indem zur Erzeugung eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts mindestens die nachfolgend erläuterten Arbeitsschritte durchlaufen werden. Dabei versteht es sich von selbst, dass der Fachmann sämtliche hier nicht erwähnten Maßnahmen ergänzt, die ihm von der konventionellen Erzeugung von kaltgewalzten Stahlflachprodukten als notwendig oder hilfreich bekannt sind:

a) Es wird eine gemäß den voranstehend näher erläuterten Maßgaben der Erfindung legierte Schmelze erschmolzen und in an sich bekannter Weise zu einem Vorprodukt, insbesondere Block, einer Bramme mit einer Dicke von mehr als 70 mm oder einem gegossenen Band vergossen. Die Schmelzerzeugung kann in konventioneller Weise über eine hierfür bewährte Elektroofenroute erfolgen. Ein Elektroschmelzofen ist durch seine Fähigkeit zur Verflüssigung hoher Legierungsmengen hier besonders geeignet. Niedrige Begleitelementgehalte bzw. niedrige Gehalte an bestimmten Elementen in der Vorschmelze (z.B. C, N, O) sind vorteilhaft für die Eigenschaften eines erfindungsgemäßen Werkstoffs. Diese können durch geeignete sekundärmetallurgische Maßnahmen erzielt werden.

b) Das jeweilige Vorprodukt wird auf eine 1150 - 1300 °C, bevorzugt 1150 - 1250 °C, betragende Vorwärmtemperatur durcherwärmt oder dort gehalten. Die vergleichbar hohe Vorwärmtemperatur ist erforderlich, da der Stahl, aus dem ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt besteht, eine geringe Wärmeleitfähigkeit aufweist und das anschließend durchlaufene Walzen bei hohen Temperaturen absolviert werden muss, um die hohen Warmverformungswiderstände zu überwinden, die warmfeste Stähle wie der, aus dem ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt besteht, aufweisen.

c) Das auf die Vorwärmtemperatur durcherwärmte Vorprodukt wird zu einem warmgewalzten Band fertig warmgewalzt, wobei dem Fertigwarmwalzen optional ein Vorwalzen vorgeschaltet sein kann, wobei das optional vorgewalzte Vorprodukt zu Beginn des Fertigwarmwalzens eine Warmwalzstarttemperatur von 1050 - 1200 °C, bevorzugt 1050 - 1150 °C, aufweist und wobei das aus dem Vorprodukt fertig warmgewalzte Warmband bei Ende des Warmwalzens eine Warmwalzendtemperatur von 800 - 950 °C aufweist. Die hohen Warmwalzstarttemperaturen sind wie die hohen Vorwärmtemperaturen erforderlich, um den Verformungswiderstand beim Warmwalzen zu minimieren. Der erfindungsgemäß für die Warmwalzendtemperatur vorgeschriebene Temperaturbereich stellt dabei sicher, dass das erhaltene Warmband eine optimierte mechanischtechnologische Eigenschaft besitzt, die sich insbesondere in einer optimalen Duktilität äußert, da sich bei dieser Warmwalzendtemperatur eine hohe Versetzungsdichte einstellt, die bei anschließenden Glühungen Erholungs- und Rekristallisationsvorgänge unterstützt. Besonders sicher lässt sich dies erreichen, wenn die Warmwalzendtemperatur höchstens 900 °C beträgt. Als Untergrenze für den Bereich der Warmwalzendtemperatur kann gemäß einer besonders praxisgerechten Ausgestaltung der Erfindung eine Mindesttemperatur von 830 °C vorgesehen werden, da auf diese Weise das Warmwalzen auf die jeweilige Zieldicke besonders einfach ist und die für die Ausprägung der Eigenschaften eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts wichtige Haspeltemperatur sicher eingestellt werden kann.

d) Das erhaltene Warmband wird mit einer Abkühlgeschwindigkeit von typischerweise 5 - 200 K/s auf eine Haspeltemperatur abgekühlt, die von der Raumtemperatur bis höchstens 570 °C reichen kann. Bei Überschreiten der für die Haspeltemperatur vorgegebenen Obergrenze würde sich auf dem Warmband eine Zunderschicht bilden, die sich aufgrund einer Anreicherung von Legierungselementen in der an das Stahlsubstrat angrenzenden unteren Zunderschicht nicht mehr durch Beizen vollständig entfernen ließe. Besonders sicher wird dieser Effekt eingestellt, wenn die Haspeltemperatur 520°C nicht überschreitet. Das auf die Haspeltemperatur abgekühlte Warmband wird zu einem Coil gehaspelt und auf Raumtemperatur erkaltet.

e) Nach dem Haspeln durchläuft das Warmband optional eine Warmbandglühung, bei der es über eine Dauer von 1 - 100 Stunden bei einer Warmbandglühtemperatur von 600 - 900 °C gehalten wird, um seine Duktilität für die nachfolgenden Prozessschritte zu optimieren. Die optionale Warmbandglühung kann in konventioneller Weise als Haubenglühung durchgeführt werden.

f) Das nach dem Haspeln optional warmbandgeglühte Warmband wird vollständig entzündert. Hierzu kann es durch einen Zunderbrecher geleitet werden, um den auf ihm haftenden Zunder aufzubrechen, und indem es, gegebenenfalls nach dem optionalen Zunderbrechen, ein Beizmedium durchläuft, das an der Oberfläche des Warmbands vorhandenen Zunder chemisch entfernt. Als Beizmedium kommt dabei beispielsweise HCl, HF/HNO₃ oder H₂SO₄ in Frage. Die Beizdauer, über die das Warmband dem typischerweise auf eine Temperatur von 60 - 100 °C erwärmten Beizmedium ausgesetzt wird, beträgt dabei 50 - 500 s, um eine möglichst vollständige Entfernung des Zunders zu gewährleisten.

g) Nach dem Entzundern wird das Warmband in einem oder mehreren Kaltwalzstichen zu einem Kaltband kaltge-

walzt. Dabei beträgt der über das Kaltwalzen erzielte Kaltwalzgrad = (Dicke des Warmbands vor dem Kaltwalzen - Dicke des Kaltbands nach dem Kaltwalzen) / (Dicke des Warmbands vor dem Kaltwalzen) mindestens 30 %, um die Voraussetzungen für eine ausreichende Erholung und/oder Rekristallisation im nachfolgend durchlaufenen Schlussglühen (Arbeitsschritt h)) zu schaffen. Nach oben hin ist der Kaltwalzgrad aufgrund der in der Praxis heute zur Verfügung stehenden Anlagentechnik typischerweise auf 90 % beschränkt, wobei höhere Kaltwalzgrade zulässig sind, wenn die hierzu erforderlichen Kaltwalzaggregate zur Verfügung stehen.

h) Als für die Erfindung wesentlichen Arbeitsschritt durchläuft das Kaltband eine Schlussglühung, bei der es über eine Schlussglühdauer von 1 - 100 h bei einer Schlussglühtemperatur von 650 - 950 °C unter einer Schutzgasatmosphäre gehalten wird. Die Schlussglühdauer beträgt dabei in der Praxis typischerweise mindestens 15 h. Schlussglühdauern von höchstens 50 h, insbesondere höchstens 30 h, haben sich als besonders praxisgerecht bewährt. Die Einhaltung der Mindest-Schlussglühtemperatur ist für die Rekristallisation und/oder Erholung des Gefüges erforderlich. Höhere Schlussglühtemperaturen würden zur Vergröberung oder Auflösung der Laves-Phase Fe_2Nb führen, was eine Schwächung des Korngrenzen-Pinn-Effektes und eine damit einhergehende Gefügevergröberung zur Folge hätte. Zudem bestünde bei einer über 950 °C liegenden Schlussglühtemperatur die Gefahr von Whiskerbildung und einer damit einhergehenden Erhöhung der Rauigkeit der Oberfläche. In der Praxis erweisen sich hier Schlussglühtemperaturen von mindestens 750 °C im Hinblick auf die Wirkung der Schlussglühung als besonders vorteilhaft. Eine Beschränkung der Schlussglühtemperatur auf höchstens 900 °C trägt zur wirtschaftlichen Umsetzung des erfindungsgemäßen Verfahrens bei und vermeidet sicher die starke Vergröberung und Auflösung der Laves- Fe_2Nb -Phasen. Als Atmosphäre für die Schlussglühung kommt eine aus mind. 70 Vol.-% Wasserstoff, vorzugsweise mind. 80% Vol.-% Wasserstoff, besonders bevorzugt mind. 95 Vol.-% Wasserstoff, Rest Stickstoff und technisch unvermeidbare Verunreinigungen enthaltende Atmosphäre in Frage. Der hohe Wasserstoffgehalt ist nötig, um eine Reduktion der Oberflächenoxide durch den Wasserstoff sicherzustellen. Zu Beginn der erfindungsgemäß durchgeführten Schlussglühung wird dabei der Taupunkt auf 0 bis -30 °C eingestellt. Während der Schlussglühung wird der Taupunkt dann abgesenkt, so dass er am Ende der Schlussglühung höchstens -50 °C beträgt. Noch niedrigere Taupunkte von höchstens -60 °C oder darunter sind besonders vorteilhaft. Bei höheren Taupunkten am Ende der Schlussglühung bestünde die Gefahr der Entstehung einer zu dicken Oxidschicht auf der Oberfläche des Kaltbands, die sich als grau-brauner Schleier bzw. Anlauffarben zeigen würden und die optische Erscheinung in nicht akzeptabler Weise beeinträchtigen würde. Mögliche Maßnahmen zur Reduzierung des Taupunktes sind eine nahezu oxidfreie Ofenkammer und die Zugabe von 1 bis 20 kg Titanschwamm oder andere Schwämme bzw. Pulver sauerstoffaffiner Elemente in die Ofenkammer.

i) Sollte sich die Oberflächenerscheinung des erhaltenen Kaltbands nach dem Schlussglühen als nicht ausreichend gut herausstellen, kann das Kaltband optional einem Nachbeizen unterzogen werden, bei dem es vorzugsweise über eine Beizdauer von 50 - 500 s einem auf 60 - 100 °C erwärmten Beizmedium ausgesetzt wird, bei dem es sich vorzugsweise um HCl handelt.

j) Abschließend wird das Kaltband einem Dressierwalzen unterzogen, bei dem es mit einem Dressiergrad = (Dicke des Kaltbands vor dem Dressierwalzen - Dicke des Kaltbands nach dem Dressierwalzen) / (Dicke des Kaltbands vor dem Dressierwalzen) von 0,10 - 1 % kaltgewalzt wird. Für so erfindungsgemäß prozessierte Kaltbänder lassen sich betriebssicher reproduzierbar Mittenrauwerte R_a von 0,1 - 1,5 μm , insbesondere 0,2 - 1,0 μm , gewährleisten, wobei zuverlässig Mittenrauwerte R_a von 0,3 - 0,7 μm erreicht werden.

[0063] Nachfolgend wird die Erfindung anhand von Ausführungsbeispielen näher erläutert.

[0064] Zur Erprobung der Erfindung sind Betriebsversuche BV1 - BV3 im großtechnischen Maßstab durchgeführt worden. Die Zusammensetzung der dazu erschmolzenen Stahlschmelzen sind in Tabelle 1 angegeben.

[0065] Zum Nachweis des Einflusses unterschiedlicher Verfahrensparameter, wie der Haspeltemperatur HT und des Taupunktes der Atmosphäre, unter der die Schlussglühung durchgeführt worden ist, ist der Betriebsversuch BV1 in vier nicht erfindungsgemäßen Varianten A - D, der Betriebsversuch BV2 in acht Varianten A - H, von denen die Varianten A - D nicht erfindungsgemäß und die Varianten E - H erfindungsgemäß waren, sowie der Betriebsversuch BV3 in zwei erfindungsgemäßen Varianten A, B durchgeführt worden. Die bei den Betriebsversuchen BV1 - BV3 in den verschiedenen Varianten eingestellten Betriebsparameter sind in Tabelle 2 angegeben.

[0066] Aus den für die Versuche BV1 - BV3 erschmolzenen Schmelzen wurden Stahlflachprodukte in Form von kaltgewalzten Stahlbändern erzeugt. Dazu sind bei den Betriebsversuchen BV1 - BV3 die Schmelzen jeweils in konventioneller Weise zu Brammen mit einer Dicke > 70 mm vergossen worden. Die Brammen sind anschließend auf eine Vorwärmtemperatur VWT durcherwärmt worden. Die durcherwärmten Brammen haben dann ein Warmwalzen durchlaufen, bei dem sie zunächst in konventioneller Weise vorgewalzt worden sind. Nach dem Vorwalzen sind die Brammen mit einer Warmwalzstarttemperatur WST von 1100°C in einer konventionellen Warmwalzstaffel zu einem Warmband

warmgewalzt worden.

[0067] Am Ende des Warmwalzens wiesen die erhaltenen Warmbänder jeweils eine Warmwalzendtemperatur WET auf, von der aus sie in konventioneller Weise durch Luft- oder Wasserkühlung mit einer Abkühlrate von 5 bis 200 K/s auf eine Haspeltemperatur HT abgekühlt worden, mit der sie zu einem Coil gewickelt worden. Nach der Abkühlung auf Raumtemperatur im Coil sind die Warmbänder entzündert worden, wobei bei einigen der Varianten der Betriebsversuche BV1 - BV3 zunächst in einem Zunderbrecher der auf den Warmbändern haftende Zunder mechanisch gebrochen worden ist. Anschließend haben die Warmbänder ein Beizbad durchlaufen, in dem sie über eine Beizdauer Bt einem auf eine Beiztemperatur BT erwärmten Beizmedium ausgesetzt worden sind.

[0068] Nach dem Entfernen des Zunders sind die Warmbänder in konventioneller Weise mit einem Kaltwalzgrad KWG zu Kaltband kaltgewalzt worden. Anschließend haben die Kaltbänder eine Schlussglühung durchlaufen, bei der sie über eine Glühdauer SGt bei einer Glühtemperatur SGT unter einer Atmosphäre aus 100% Wasserstoff und technisch nicht vermeidbaren Verunreinigungen, mit einem Taupunkt Tp gehalten worden sind. Zum Abschluss sind die erhaltenen Kaltbänder mit einem Dressiergrad DWG von 0,3 % dressiergewalzt worden.

[0069] Als Referenz ist ein aus dem Werkstoff 1.4509 bestehendes, in konventioneller Weise erzeugtes, handelsübliches Stahlband zugekauft worden.

[0070] An den erhaltenen Kaltbändern ist zunächst visuell das Vorhandensein einer Oxidschicht auf der Oberfläche beurteilt worden. Anschließend ist die Oxidschichtdicke und der Gehalt an Mn in der Oxidschicht mittels einer DIN 11505 und ISO 16962 durchgeführten GD-OES-Messung ermittelt worden. Darüber hinaus ist jeweils der Mittenrauwert Ra 0,5 bis 0,7 μm gemäß DIN EN 10049 ermittelt worden. Die Ergebnisse dieser Untersuchungen sind in Tabelle 3 zusammengefasst.

[0071] Des Weiteren sind an den bei den Betriebsversuchen erhaltenen Kaltbändern die jeweils gemäß DIN EN ISO 6892-1:2009 - A224 ermittelte Streckgrenze ReL, Zugfestigkeit Rm und Dehnung A50 jeweils in Längs- und Querrichtung des untersuchten Kaltbands, die gemäß den eingangs gegebenen Erläuterungen im Näpfchenzieh- und Näpfchenschlagversuch ermittelte Übergangstemperatur Tü, die gemäß DIN EN ISO 9227 ermittelte und nach deutschem Schulnotensystem bewertete Niedrigtemperaturkorrosion, die jeweils gemäß DIN EN ISO 20482 (2003-12) im Tiefungsversuch nach Erichsen ermittelte Nahttiefung t-WIG bei einer am jeweiligen Kaltband erzeugten WIG-Schweißung und Nahttiefung t-LASER bei einer am jeweiligen Kaltband erzeugten Laser-Schweißung, die jeweils gemäß DIN 50125 jeweils bei 600 °C in Längsrichtung ermittelten Warmstreckgrenzen W-ReL und W-Rm (Zugproben Form H mit La= 50 mm; abweichend von Norm mittlerer Messbereich von nur 20 mm Länge, in dem eine konstante Temperatur gewährleistet werden kann; Aufheizgeschwindigkeit 15 K/s, 3 min Halten bei 600 °C; Ziehgeschwindigkeit $\varepsilon = 0,004 \text{ s}^{-1}$, die jeweils in der eingangs bereits erläuterten Weise ermittelten Dichte ρ , Oxidation und Heißgas-Korrosionsbeständigkeit OB sowie Wärmeleitfähigkeit λ des Stahlflachprodukts bei Raumtemperatur ermittelt worden. Die Ergebnisse dieser Untersuchungen sind in Tabelle 4 zusammengefasst.

[0072] Die Betriebsversuche zeigen, dass sich bei erfindungsgemäßer Vorgehensweise Stahlflachprodukte über eine konventionelle Herstellroute erzeugen lassen, die ein insbesondere für die Herstellung von Bauteilen für den Hochtemperatureinsatz geeignetes Eigenschaftsprofil aufweisen, wie es bisher nur mit hochlegierten Stählen der eingangs diskutierten Art möglich war, die deutlich aufwändiger prozessiert werden müssen.

[0073] Der Betriebsversuch BV01 sollte zeigen, dass eine Haspeltemperatur unter 570°C und eine vollständige Entzunderung notwendig sind, um als Zwischenprodukt ein Warmband zu erzeugen, das sich zu einem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt verarbeiten lässt. Beim Betriebsversuch BV01 A war die Haspeltemperatur zu hoch und es kam kein Zunderbrecher zum Einsatz, so dass keine vollständige Entzunderung gelang. Beim Betriebsversuch BV01 B ist zwar ein Zunderbrecher eingesetzt worden, aber die Haspeltemperatur war zu hoch, so dass ebenfalls keine Weiterverarbeitung zum Kaltband erfolgen konnte. Beim Betriebsversuch BV01 C ist die Haspeltemperatur den Maßgaben der Erfindung folgen eingestellt worden, jedoch wurde auch hier kein Zunderbrecher eingesetzt und in Folge dessen auch keine ausreichende Entzunderung erzielt. Bei Betriebsversuch BV01 D waren Haspeltemperatur und Zunderbrecher erfindungsgemäß eingestellt, jedoch lag der Taupunkt der Glühatmosfera zu hoch.

[0074] Der Betriebsversuch BV02 sollte den Einfluss des Taupunkts der Glühatmosfera auf die Eigenschaften der dabei erzeugten Stahlflachprodukte zeigen. Dementsprechend wurden bei den Varianten A - D des Betriebsversuchs BV02 jeweils zu hohe Taupunkte eingestellt.

[0075] In Folge der nicht erfindungsgemäßen Durchführung der Betriebsversuche BV01 und BV02 (Varianten A - D) genügten die dabei erhaltenen kaltgewalzten Stahlflachprodukte (beim Betriebsversuch BV01 ließ sich nur in der Variante D ein kaltgewalztes Stahlband erzeugen) nicht allen Anforderungen, die an ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt gestellt werden. So zeigten sie visuelle sichtbare Anlauffarben und hatten eine Oxidschichtdicke größer 150 nm (s. Tabelle 3).

[0076] Dagegen ergaben die in jeder Hinsicht erfindungsgemäß durchgeführten Varianten des Betriebsversuchs BV03 und der Varianten E - H des Betriebsversuchs BV02 zuverlässig kaltgewalzte Stahlbänder, die den durch die Erfindung formulierten Anforderungen vollständig entsprachen.

EP 3 783 119 A1

Tabelle 1												
Bez.	Al	Cr	Nb	Ti	Si	Mn	C	N	P	S	B	Sonstige
BV1	5,5	6,8	0,51	0,49	0,056	0,19	0,023	0,0046	0,013	0,001	-	Mo: 0,011 V: 0,023 Ni: 0,14 Cu: 0,031 Co: 0,009 Ta: 0,02
BV2	5,1	5,6	0,42	0,17	0,49	0,48	0,023	0,0120	0,014	0,001	-	Mo: 0,014 V: 0,033 Ni: 0,09 Cu: 0,051 Co: 0,009 Ca: 0,001 W: 0,05
BV3	5,3	5,9	0,4	0,41	0,34	0,21	0,015	0,0110	0,005	0,001	0,061	V: 0,013 Ni: 0,08 Cu: 0,068 SEM: 0,01
Ref. *)	0,005	18,1	0,39	0,14	0,31	0,21	0,019	0,013	0,028	0,001	<0,0004	Zr: 0,04 V: 0,070 Ni: 0,101 Co: 0,04
Gehaltsangaben in Gew.-%, Rest Fe und unvermeidbare Verunreinigungen *) nicht erfindungsgemäß												

Tabelle 3					
Versuch	Variante	Visuelle Anlauffarben	Oxidschichtdicke	Mittlerer Mn-Gehalt in der Oxidschicht	Mittenrauigkeit Ra
			[nm]	[%]	[µm]
BV1	A	-	-	-	
	B	-	-	-	
	C	-	-	-	
	D	Ja	400	6	0,5
BV2	A	Ja	400	3	0,6
	B	Ja	170	5	0,5
	C	Ja	220	3	0,7
	D	Ja	170	5	0,6
	E	Nein	90	≤2	0,5
	F	Nein	100	≤2	0,6
	G	Nein	90	≤2	0,7
	H	Nein	110	≤2	0,5
BV3	A	Nein	30	≤2	0,6
	B	Nein	90	≤2	0,6

EP 3 783 119 A1

(fortgesetzt)

Tabelle 3

Versuch	Variante	Visuelle Anlauffarben	Oxidschichtdicke	Mittlerer Mn-Gehalt in der Oxidschicht	Mittenrauigkeit Ra
			[nm]	[%]	[μm]
Ref	-	Nein	80	≤ 2	0,5

Tabelle 2

Versuch	Variante	VWT	WST	WET	HT	Zunderbrecher?	Bt [s]	BT [°C]	KWG [%]	SGt [h]	SGT [°C]	TP	DWG [%]
BV01	A*)	1200	1100	850	620	Nein	210	80	68	24	830	-30	0,3
	B*)				600	Ja	320						
	C*)				560	Nein	180						
	D*)				550	Ja	190						
BV02	A*)	1200	1100	850	550	Ja	170	80	65	36	830	-30	0,3
	B*)				540	Ja	170						
	C*)				570	Ja	190						
	D*)				530	Ja	150						
	E				550	Ja	180						
	F				520	Ja	160						
BV03	G	1200	1100	850	530	Ja	200	80	75	28	830	-55	0,3
	H				540	Ja	190						
	A				560	Ja	180						
Ref	B	1200	1100	850	510	Ja	180	80	65	36	830	-55	0,3
	-												

zugekauft Blech

5
10
15
20
25
30
35
40
45
50
55

Tabelle 4																
Bez.	Variante	ReL		Rm	A50	Tü		RT-Korrosion	t-WIG	t-LASER	W-ReL		W-Rm	ρ	OB	λ
		[MPa]				[°C]	[mm]				[MPa]					
BV01	D	433/460	578/597	28/25	n.b.	2	n.b.	n.b.	214	298						
BV02	F	439/466	581/597	26/25	n.b.	4	n.b.	n.b.	7,1	n.b.	n.b.	7,2	<1		≤18	
BV03	B	461/459	624/596	25/26	n.b.	4	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.					
Ref	Ref	333/350	480/490	34/32	-80	1	9,2	8,8	164	289	7,6	42	21			

Patentansprüche

1. Stahlflachprodukt mit einem vollferritischen Gefüge und bestehend aus (in Gew.-%):

Al: 2,0 - 8,0 %,
Cr: 2,0 - 10,0 %,
Nb: 0,1 - 1,0 %,

optional jeweils einem Element oder mehreren Elementen aus der Gruppe Mn, Ti, Si, B, Ta, W, V, Zr, Mo, Ni, Cu, Ca, SEM, Co mit der Maßgabe, dass die Gehalte an Mn: bis zu 3,0 %, Ti: bis zu 1,0 %, Si: bis zu 1,0 %, B: bis zu 0,10 %, Ta: bis zu 1,0 %, W: bis zu 1,0 %, V: bis zu 0,50 %, Zr: bis zu 1,0 %, Mo: bis zu 2,0 %, Ni: bis zu 2,0 %, Cu: bis zu 2,0 %, Ca: bis zu 0,150 %, SEM: bis zu 0,50 %, Co: bis zu 2,0 % betragen, wobei für den Gehalt %Cr an Cr, den Gehalt %Al an Al, den optional vorhandenen Gehalt %Si an Si und den ebenso optional vorhandenen Gehalt %Mn an Mn gilt:

$$\%Cr + 10 \times \%Si + \%Al + \%Mn \leq 20\%,$$

und als Rest aus Fe und unvermeidbaren Verunreinigungen, wobei zu den unvermeidbaren Verunreinigungen bis zu 0,10 % C, bis zu 0,30 % S, bis zu 0,10 % P, bis zu 0,30 % Sb, bis zu 0,30 % As, bis zu 0,50 % N zählen.

2. Stahlflachprodukt nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, dass** es an seiner Oberfläche eine höchstens 150 nm dicke Oxidschicht aufweist.

3. Stahlflachprodukt nach Anspruch 2, **dadurch gekennzeichnet, dass** im Fall der Anwesenheit von Mn im Stahlflachprodukt der mittlere Mn-Gehalt der an der Oberfläche des Stahlflachprodukts gebildeten Oxidschicht höchstens 2 Gew.-% beträgt.

4. Stahlflachprodukt nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein Gefüge 0,1 - 1 Vol.-% Laves-Phase Fe_2Nb enthält.

5. Stahlflachprodukt nach Anspruch 4, **dadurch gekennzeichnet, dass** mehr als 20 % der Partikelanzahl der Laves-Phase Fe_2Nb auf den Korngrenzen seines Gefüges liegen.

6. Stahlflachprodukt nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein Al-Gehalt 3,0 - 7,0 Gew.-%, sein Cr-Gehalt 3,0 - 9,5 Gew.-% und sein Nb-Gehalt 0,20 - 0,70 Gew.-% betragen.

7. Stahlflachprodukt nach Anspruch 6, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein Al-Gehalt 4,0 - 6,0 Gew.-%, sein Cr-Gehalt 5,5 - 8,4 Gew.-% und sein Nb-Gehalt 0,30 - 0,50 Gew.-% betragen.

8. Bauteil für eine Abgasanlage eines Verbrennungsmotors, das im Gebrauch Temperaturen von mehr als 200 °C, ausgesetzt und aus einem gemäß einem der voranstehenden Ansprüche beschaffenen Stahlflachprodukt geformt ist.

9. Bauteil nach Anspruch 8, **dadurch gekennzeichnet, dass** es im Gebrauch Temperaturen von mindestens 600 °C ausgesetzt ist.

10. Verfahren zur Herstellung eines Stahlflachprodukts, umfassend folgende Arbeitsschritte:

a) Vergießen einer Schmelze, die aus (in Gew.-%) Al: 2,0 - 8,0 %, Cr: 2,0 - 10,0 %, Nb: 0,1 - 1,0 %, optional jeweils einem Element oder mehreren Elementen aus der Gruppe Mn, Ti, Si, B, Ta, W, V, Zr, Mo, Ni, Cu, Ca, SEM, Co mit der Maßgabe, dass die Gehalte an Mn: $\leq 3,0$ %, Ti: $\leq 1,0$ %, Si: $\leq 1,0$ %, B: $\leq 0,10$ %, Ta: $\leq 1,0$ %, W: $\leq 1,0$ %, V: $\leq 0,50$ %, Zr: $\leq 1,0$ %, Mo: $\leq 2,0$ %, Ni: $\leq 2,0$ %, Cu: $\leq 2,0$ %, Ca: $\leq 0,150$ %, SEM: $\leq 0,50$ %, Co: $\leq 2,0$ % betragen, wobei für den Gehalt %Cr an Cr, den Gehalt %Al an Al, den optional vorhandenen Gehalt %Si an Si und den ebenso optional vorhandenen Gehalt %Mn an Mn gilt: $\%Cr + 10 \times \%Si + \%Al + \%Mn \leq 20\%$, und als Rest aus Fe und unvermeidbaren Verunreinigungen besteht, wobei zu den unvermeidbaren Verunreinigungen bis zu 0,10 % C, bis zu 0,30 % S, bis zu 0,10 % P, bis zu 0,30

EP 3 783 119 A1

% Sb, bis zu 0,30 % As, bis zu 0,50 % N zählen, zu einem Vorprodukt;

b) Durcherwärmen oder Halten des Vorprodukts auf einer 1150 - 1300 °C betragenden Vorwärmtemperatur;

c) Warmwalzen des Vorprodukts zu einem Warmband, wobei das Warmwalzen ein optional durchlaufenes Vorwalzen und ein auf das optional durchlaufene Vorwalzen folgendes, in mehreren Walzstichen absolviertes Fertigwarmwalzen umfasst, wobei das optional vorgewalzte Vorprodukt zu Beginn des Fertigwarmwalzens eine Warmwalzstarttemperatur von 1050 - 1200 °C aufweist und wobei das aus dem Vorprodukt fertig warmgewalzte Warmband bei Ende des Warmwalzens eine Warmwalzendtemperatur von 800 - 900 °C aufweist;

d) Haspeln des erhaltenen Warmbands bei einer höchstens 570 °C betragenden Haspeltemperatur zu einem Coil;

e) Optional: Warmbandglühung des im Coil abgekühlten Warmbands über eine Dauer von 1 - 100 Stunden bei einer Warmbandglühtemperatur von 600 - 900 °C;

f) Entfernen von auf dem Warmband vorhandenem Zunder durch Beizen des Warmbands, wobei optional der auf dem Warmband vorhandene Zunder vor dem Beizen mechanisch gebrochen wird;

g) Kaltwalzen des Warmbands zu einem Kaltband in einem oder mehreren Kaltwalzstichen, wobei der über das Kaltwalzen erzielte Kaltwalzgrad mindestens 30 % beträgt;

h) Schlussglühen des erhaltenen Kaltbands über eine Dauer von 1 - 100 h bei einer Schlussglühtemperatur von 650 - 950 °C unter einer Schutzgasatmosphäre, deren Taupunkt am Ende der Schlussglühung auf höchstens -50 °C eingestellt wird;

i) Optional: Nachbeizen des schlussgeglühten Kaltbands;

j) Dressierwalzen des Kaltbands mit einem Dressiergrad von 0,1 - 1 %.

11. Verfahren nach Anspruch 10, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Vorprodukt, zu dem die Schmelze im Arbeitsschritt a) vergossen wird, eine Bramme mit einer Dicke von mehr als 70 mm oder ein gegossenes Band ist.

12. Verfahren nach Anspruch 10 oder 11, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Haspeltemperaturen höchstens 520 °C beträgt.

13. Verfahren nach einem der Ansprüche 10 bis 12, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Warmwalzendtemperatur mindestens 830 °C beträgt.

14. Verfahren nach einem der Ansprüche 10 bis 13, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Warmband im Arbeitsschritt f) zum Entfernen des Zunders über 50 - 500 s einem auf 60 - 100 °C erwärmten Beizmedium ausgesetzt wird.

15. Verfahren nach einem der Ansprüche 10 bis 14, **dadurch gekennzeichnet, dass** der Taupunkt der Schutzgasatmosphäre am Ende der Schlussglühung höchstens -60 °C beträgt.



EUROPÄISCHER RECHERCHENBERICHT

 Nummer der Anmeldung
EP 19 19 2636

5

10

15

20

25

30

35

40

45

50

55

EINSCHLÄGIGE DOKUMENTE			
Kategorie	Kennzeichnung des Dokuments mit Angabe, soweit erforderlich, der maßgeblichen Teile	Betrifft Anspruch	KLASSIFIKATION DER ANMELDUNG (IPC)
X,D	WO 2013/178629 A1 (THYSSENKRUPP STEEL EUROPE AG [DE]) 5. Dezember 2013 (2013-12-05)	1,4-9	INV. C21D6/00 C21D8/02 C21D9/46 C22C38/00 C22C38/02 C22C38/04 C22C38/06 C22C38/12 C22C38/42 C22C38/44 C22C38/46 C22C38/48 C22C38/50 C22C38/52 C22C38/54 C23G1/08 C22C38/18
Y	* Seiten 2, 7-13; Ansprüche 1-3,9,10; Tabelle 1 *	2,3, 10-15	
X	JP H07 41905 A (NIPPON STEEL CORP) 10. Februar 1995 (1995-02-10)	1,4,5,8, 9	
Y	* Zusammenfassung; Tabellen 1,2 *	2,3	
A	* Absatz [0025] *	6,7, 10-15	
Y	US 2018/265953 A1 (HATANO MASA HARU [JP] ET AL) 20. September 2018 (2018-09-20) * Absätze [0020], [0040], [0046]; Ansprüche 1,4,5 *	2,3, 10-15	
Y	JP H08 325674 A (NISSHIN STEEL CO LTD) 10. Dezember 1996 (1996-12-10) * Absätze [0003], [0004], [0008], [0055]; Ansprüche 5,8 *	2,3, 10-15	
A	"Rolling (metalworking) - Wikipedia", 15. Juli 2019 (2019-07-15), XP055643376, Gefunden im Internet: URL:https://en.wikipedia.org/w/index.php?title=Rolling_(metalworking)&oldid=906392368 [gefunden am 2019-11-18] * Cold rolling; Seiten 4,5 *	10-15	RECHERCHIERTE SACHGEBIETE (IPC) C21D C23G C22C C25F
Der vorliegende Recherchenbericht wurde für alle Patentansprüche erstellt			
Recherchenort Den Haag		Abschlußdatum der Recherche 18. November 2019	Prüfer Rausch, Elisabeth
KATEGORIE DER GENANNTEN DOKUMENTE X : von besonderer Bedeutung allein betrachtet Y : von besonderer Bedeutung in Verbindung mit einer anderen Veröffentlichung derselben Kategorie A : technologischer Hintergrund O : mündliche Offenbarung P : Zwischenliteratur		T : der Erfindung zugrunde liegende Theorien oder Grundsätze E : älteres Patentdokument, das jedoch erst am oder nach dem Anmeldedatum veröffentlicht worden ist D : in der Anmeldung angeführtes Dokument L : aus anderen Gründen angeführtes Dokument & : Mitglied der gleichen Patentfamilie, übereinstimmendes Dokument	

EPO FORM 1503 03.92 (P04C03)

**ANHANG ZUM EUROPÄISCHEN RECHERCHENBERICHT
 ÜBER DIE EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG NR.**

EP 19 19 2636

5 In diesem Anhang sind die Mitglieder der Patentfamilien der im obengenannten europäischen Recherchenbericht angeführten Patentdokumente angegeben.
 Die Angaben über die Familienmitglieder entsprechen dem Stand der Datei des Europäischen Patentamts am
 Diese Angaben dienen nur zur Unterrichtung und erfolgen ohne Gewähr.

18-11-2019

10	Im Recherchenbericht angeführtes Patentdokument	Datum der Veröffentlichung	Mitglied(er) der Patentfamilie	Datum der Veröffentlichung
	WO 2013178629 A1	05-12-2013	KEINE	

15	JP H0741905 A	10-02-1995	KEINE	

	US 2018265953 A1	20-09-2018	JP 2017054874 A	16-03-2017
			US 2018265953 A1	20-09-2018
			WO 2017043417 A1	16-03-2017

20	JP H08325674 A	10-12-1996	JP 3487979 B2	19-01-2004
			JP H08325674 A	10-12-1996

25				
30				
35				
40				
45				
50				
55				

EPO FORM P0461

Für nähere Einzelheiten zu diesem Anhang : siehe Amtsblatt des Europäischen Patentamts, Nr.12/82

IN DER BESCHREIBUNG AUFGEFÜHRTE DOKUMENTE

Diese Liste der vom Anmelder aufgeführten Dokumente wurde ausschließlich zur Information des Lesers aufgenommen und ist nicht Bestandteil des europäischen Patentdokumentes. Sie wurde mit größter Sorgfalt zusammengestellt; das EPA übernimmt jedoch keinerlei Haftung für etwaige Fehler oder Auslassungen.

In der Beschreibung aufgeführte Patentdokumente

- EP 2723910 B1 **[0018]**
- EP 3176277 A1 **[0019]**
- WO 2013178629 A1 **[0020]**
- EP 2995697 A1 **[0021]**