

(19)



(11)

EP 3 305 935 A1

(12)

EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG

(43) Veröffentlichungstag:
11.04.2018 Patentblatt 2018/15

(21) Anmeldenummer: **17191293.4**

(22) Anmeldetag: **25.03.2014**

(51) Int Cl.:

C22C 38/02 (2006.01)	C22C 38/04 (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01)	C22C 38/12 (2006.01)
C22C 38/14 (2006.01)	C21D 8/02 (2006.01)
C21D 9/52 (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 38/54 (2006.01)	C22C 38/58 (2006.01)
C22C 38/60 (2006.01)	C22C 38/00 (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

(62) Dokumentnummer(n) der früheren Anmeldung(en) nach Art. 76 EPÜ:
14161606.0 / 2 924 140

(71) Anmelder:
• **ThyssenKrupp Steel Europe AG**
47166 Duisburg (DE)
• **thyssenkrupp AG**
45143 Essen (DE)

(72) Erfinder:
• **Dr.-Ing. Gaganov, Alexander**
45478 Mülheim an der Ruhr (DE)
• **Gervers, Wolfgang**
47169 Duisburg (DE)

• **Prof. Dr. Kern, Andreas**
40885 Ratingen (DE)
• **Kolek, Gabriel**
58456 Witten (DE)
• **Schaffnit, Elena**
40489 Düsseldorf (DE)
• **Tschersich, Hans-Joachim**
46282 Dorsten (DE)

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

Bemerkungen:

Diese Anmeldung ist am 15-09-2017 als
Teilanmeldung zu der unter INID-Code 62 erwähnten
Anmeldung eingereicht worden.

(54) **HOCHFESTES STAHLFLACHPRODUKT UND VERWENDUNG EINES HOCHFESTEN STAHLFLACHPRODUKTS**

(57) Zur Erzeugung eines Stahlflachprodukts mit einer Streckgrenze von ≥ 700 MPa und einem ≥ 70 Vol.-% bainitischen Gefüge werden erfindungsgemäß folgende Arbeitsschritte absolviert:

a) Erschmelzen einer Stahlschmelze, die (in Gew.-%) aus C: 0,05-0,08%, Si: 0,015-0,500%, Mn: 1,60-2,00%, P: $\leq 0,025\%$, S: $\leq 0,010\%$, Al: 0,020-0,050%, N: $\leq 0,006\%$, Cr: $\leq 0,40\%$, Nb: 0,060-0,070%, B: 0,0005-0,0025%, Ti: 0,090-0,130%, sowie unvermeidbaren Verunreinigungen, Rest Fe besteht;
b) Vergießen der Schmelze zu einer Bramme;
c) Wiedererwärmen der Bramme auf 1200-1300 °C;

d) Vorwalzen der Bramme bei 950-1250 °C und einer Gesamtstichabnahme $\leq 50\%$;

e) Fertigwarmwalzen der vorgewalzten Bramme mit einer Warmwalzendtemperatur von 800 - 880 °C;

f) Kühlen des fertig warmgewalzten Stahlflachprodukts innerhalb von ≤ 10 s nach dem Fertigwarmwalzen auf 550-620 °C mit einer Abkühlgeschwindigkeit von ≤ 40 K/s;

g) Haspeln des fertig warmgewalzten Stahlflachprodukts.

Die Zusammenfassung soll ohne Figur veröffentlicht werden.

EP 3 305 935 A1

Beschreibung

[0001] Die Erfindung betrifft ein Verfahren zur Erzeugung eines Stahlflachprodukts mit einer Streckgrenze von mindestens 700 MPa und mit einem zu mindestens 70 Vol.-% bainitischen Gefüge.

[0002] Bei Stahlflachprodukten der hier in Rede stehenden Art handelt es sich typischerweise um Walzprodukte, wie Stahlbänder oder Bleche sowie daraus hergestellte Zuschnitte und Platinen.

[0003] Insbesondere betrifft die Erfindung ein Verfahren zur Herstellung von hochfesten so genannten "Grobblechen", die eine Dicke von mindestens 3 mm besitzen.

[0004] 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.

[0005] Hochfeste Stahlflachprodukte haben insbesondere im Bereich des Nutzfahrzeugbaus eine wachsende Bedeutung, da sie eine Reduzierung des Eigengewichts des Fahrzeugs und eine Steigerung der Nutzlast ermöglichen. Ein geringes Gewicht trägt nicht nur zur optimalen Nutzung der technischen Leistungsfähigkeit des jeweiligen Antriebsaggregats bei, sondern unterstützt die Ressourceneffizienz, Kostenoptimierung und den Klimaschutz.

[0006] Eine entscheidende Reduzierung des Eigengewichts von Stahlblechkonstruktionen kann durch eine Steigerung der mechanischen Eigenschaften, insbesondere der Festigkeit des jeweils verarbeiteten Stahlflachprodukts erreicht werden. Neben einer hohen Festigkeit werden von modernen, für den Nutzfahrzeugbau vorgesehenen Stahlflachprodukten aber auch gute Zähigkeitseigenschaften, ein gutes Spröbruchwiderstandsverhalten sowie eine optimale Eignung zum Kaltumformen und Schweißen erwartet.

[0007] Es ist bekannt, dass diese Eigenschaftskombination durch Wahl eines geeigneten Legierungskonzepts und ein spezielles Herstellverfahren erreicht werden kann. Bei konventionellen Verfahren zum Herstellen hochfester Grobbleche mit einer Mindeststreckgrenze von 700 MPa wird wie folgt vorgegangen. Zunächst werden die Brammen warmgewalzt und nach dem Walzen an Luft abgekühlt. Danach werden die Bleche wiedererwärmt, gehärtet und einer Anlassbehandlung unterzogen. Der Prozess enthält also mehrere Stufen, um die mechanischen Eigenschaften zu erreichen. Die Vielzahl der damit verbundenen Herstellschritte führt zu vergleichbar hohen Herstellkosten. Auch ist eine exakte Verfahrensführung erforderlich, um die gewünschten Zähigkeitseigenschaften und Oberflächenqualitäten zu erreichen.

[0008] Aus der EP 2 130 938 A1 ist ein Verfahren zur Herstellung eines warmgewalzten Stahlflachprodukts bekannt, bei dem eine Schmelze zu Brammen vergossen wird, die neben Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen (in Gew.-%) 0,01 - 0,1 Gew.-% C, 0,01 - 0,1 Gew.-% Si, 0,1 - 3 Gew.-% Mn, nicht mehr als 0,1 Gew.-% P, nicht mehr als 0,03 Gew.-% S, 0,001 - 1 Gew.-% Al, nicht mehr als 0,01 Gew.-% N, 0,005 - 0,08 Gew.-% Nb und 0,001 bis 0,2 Gew.-% Ti enthält, wobei für den jeweiligen Nb-Gehalt %Nb und den jeweiligen C-Gehalt %C gilt: $\%Nb \times \%C \leq 4,34 \times 10^{-3}$.

[0009] Nach dem Abgießen und Erstarren der Schmelze wird bei dem bekannten Verfahren die Stahlbramme bis in einen Temperaturbereich wiedererwärmt, dessen Untergrenze in Abhängigkeit der C- und Nb-Gehalte des jeweils vergossenen Stahls bestimmt wird und dessen Obergrenze 1170 °C beträgt. Anschließend wird die wiedererwärmte Bramme bei einer Endtemperatur vorgewalzt, die 1080 - 1150 °C beträgt. Nach einer 30 - 150 Sekunden betragenden Pause, bei der die vorgewalzte Bramme bei 1000 - 1080 °C gehalten wird, wird die vorgewalzte Bramme dann zu einem Warmband fertig warmgewalzt. Der Umformgrad des letzten Stiches des Warmwalzens soll 3 - 15 % betragen.

[0010] Gemäß dem bekannten Verfahren wird das Warmwalzen bei einer Warmwalzendtemperatur beendet, die mindestens der Ar3-Temperatur des verarbeiteten Stahls entspricht und höchstens 950 °C beträgt. Nach dem Ende des Warmwalzens wird das erhaltene Warmband mit einer Abkühlgeschwindigkeit von mehr als 15 °C/s auf eine Haspeltemperatur von 450 - 550 °C abgekühlt, bei der es zu einem Coil gehaspelt wird.

[0011] Im so erzeugten Warmband soll die Korngrenzdichte des in fester Lösung vorliegenden Kohlenstoffs 1 - 4,5 Atome/nm² und die Größe der an den Korngrenzen ausgeschiedenen Zementitkörner nicht mehr als 1 µm betragen. Die in dieser Weise beschaffenen und nach dem bekannten Verfahren hergestellten Stahlflachprodukte sollen bei ausreichend hoch dosierten Legierungsgehalten Zugfestigkeiten von mehr als 780 MPa aufweisen und Streckgrenzen besitzen, die bis zu 726 MPa betragen. Auf diese Weise soll das in der bekannten Weise erzeugte Warmband eine für die Verwendung im Automobilbau besonders geeignete Eigenschaftskombination aufweisen. Eine optimale Oberflächenbeschaffenheit soll dabei dadurch erreicht werden, dass die Wiedererwärmungstemperatur, auf die die Bramme vor dem Warmwalzen erwärmt wird, auf den oben genannten Temperaturbereich beschränkt und so eine übermäßige Bildung von Zunder, der beim Warmwalzen in die Warmbandoberfläche eingearbeitet würde, vermieden wird.

[0012] Vor dem Hintergrund des voranstehend erläuterten Standes der Technik bestand die Aufgabe der Erfindung darin, ein Verfahren anzugeben, mit dem sich hochfeste Stahlbleche mit im Hinblick auf die Verwendung im Automobilbau optimierten mechanischen Eigenschaften und einer ebenso optimierten Oberflächenbeschaffenheit praxisgerecht herstellen lassen.

[0013] Die Erfindung löst diese Aufgabe durch das in Anspruch 1 angegebene Verfahren.

[0014] Vorteilhafte Ausgestaltungen der Erfindung sind in den abhängigen Ansprüchen angegeben und werden nach-

folgend wie der allgemeine Erfindungsgedanke im Einzelnen erläutert.

[0015] Dementsprechend umfasst ein erfindungsgemäßes Verfahren zur Erzeugung eines Stahlflachprodukts mit einer Streckgrenze von mindestens 700 MPa und mit einem zu mindestens 70 Vol.-% bainitischen Gefüge folgende Arbeitsschritte:

a) Erschmelzen einer Stahlschmelze, die (in Gew.-%) aus

C: 0,05 - 0,08 %,

Si: 0,015 - 0,500 %,

Mn: 1,60 - 2,00 %,

P: bis zu 0,025 %,

S: bis zu 0,010 %,

Al: 0,020 - 0,050 %,

N: bis zu 0,006 %,

Cr: bis zu 0,40 %,

Nb: 0,060 - 0,070 %,

B: 0,0005 - 0,0025 %,

Ti: 0,090 - 0,130 %,

sowie aus technisch unvermeidbaren Verunreinigungen, zu denen bis zu 0,12 % Cu, bis zu 0,100 % Ni, bis zu 0,010 % V, bis zu 0,004 % Mo und bis zu 0,004 % Sb gehören, und als Rest aus Eisen

besteht;

b) Vergießen der Schmelze zu einer Bramme;

c) Wiedererwärmen der Bramme auf eine Wiedererwärmungstemperatur von 1200 - 1300 °C;

d) Vorwalzen der Bramme bei einer 950 - 1250 °C betragenden Vorwalztemperatur und einer über das Vorwalzen erzielten Gesamtstichabnahme von mindestens 50 %;

e) Fertigwarmwalzen der vorgewalzten Bramme, wobei das Fertigwarmwalzen bei einer Warmwalzendtemperatur von 800 - 880 °C beendet wird;

f) innerhalb von höchstens 10 s nach dem Fertigwarmwalzen einsetzendes intensives Kühlen des fertig warmgewalzten Stahlflachprodukts mit einer Abkühlgeschwindigkeit von mindestens 40 K/s auf eine 550 - 620 °C betragende Haspeltemperatur;

g) Haspeln des fertig warmgewalzten Stahlflachprodukts.

[0016] Dem erfindungsgemäßen Verfahren liegt eine Stahllegierung zu Grunde, deren Legierungsbestandteile und Legierungsgehalte in engen Grenzen so aufeinander abgestimmt sind, dass bei einer betriebssicher durchzuführenden Verfahrensweise jeweils maximierte mechanische Eigenschaften und optimierte Oberflächenbeschaffenheiten erzielt werden.

[0017] Wie nachfolgend erläutert, sind Legierungsbestandteile und Legierungsgehalte der erfindungsgemäß im Arbeitsschritt a) erschmolzenen Stahllegierung so ausgewählt, dass sich bei Einhaltung der erfindungsgemäß vorgegebenen Arbeitsschritte zuverlässig ein warmgewalztes Stahlflachprodukt mit einer Eigenschaftskombination erzeugen lässt, die es für die Verwendung im Stahlleichtbau, insbesondere im Bereich des Nutzfahrzeugbaus, besonders geeignet macht:

C: Der Kohlenstoffgehalt des erfindungsgemäß verarbeiteten Stahls beträgt 0,05 - 0,08 Gew.-%. Um die gewünschten Festigkeitseigenschaften zu erreichen, ist ein C-Gehalt von wenigstens 0,05 Gew.-% erforderlich. Falls jedoch der Kohlenstoffgehalt zu hoch ist, werden die Zähigkeitseigenschaften bzw. die Schweißbarkeit und die Umformbarkeit des erfindungsgemäß verarbeiteten Stahls beeinträchtigt. Aus diesem Grund ist der Kohlenstoffgehalt auf höchstens 0,08 Gew.-% begrenzt.

Si: Silizium wird bei dem erfindungsgemäß verarbeiteten Stahl als Desoxidationsmittel sowie zum Verbessern der Festigkeitseigenschaften eingesetzt. Wenn jedoch der Siliziumgehalt zu hoch ist, werden die Zähigkeitseigen-

schaften, insbesondere die Zähigkeit in der Wärmeeinflusszone von Schweißverbindungen, stark beeinträchtigt. Aus diesem Grund soll der Siliziumgehalt des erfindungsgemäß verarbeiteten Stahls 0,50 Gew.-% nicht überschreiten. Zur sicheren Vermeidung von Störungen der Oberflächenqualität kann der Siliziumgehalt auf max. 0,25 Gew.-% beschränkt werden.

Mn: Mangan wird zur Einstellung der gewünschten Festigkeitseigenschaften bei guten Zähigkeitseigenschaften dem erfindungsgemäß verwendeten Stahl in Gehalten von 1,6 - 2,0 Gew.-% zugegeben. Wenn der Mangangehalt weniger als 1,60 Gew.-% beträgt, werden die geforderten Festigkeitseigenschaften nicht mit der ausreichenden Sicherheit erreicht. Durch die Beschränkung des Mn-Gehalts auf max. 2,00 Gew.-% wird eine Verschlechterung der Schweißbarkeit, der Zähigkeitseigenschaften, der Umformbarkeit und des Seigerungsverhaltens vermieden.

P: Das Begleitelement Phosphor verschlechtert die Kerbschlagarbeit und die Umformbarkeit. Der Phosphorgehalt soll daher die Obergrenze von 0,025 Gew.-% nicht überschreiten. Optimaler Weise ist der P-Gehalt auf weniger als 0,015 Gew.-% beschränkt.

S: Schwefel verschlechtert die Kerbschlagarbeit und die Umformbarkeit eines erfindungsgemäß verarbeiteten Stahls infolge von MnS-Bildung. Aus diesem Grund darf der S-Gehalt eines erfindungsgemäß verarbeiteten Stahls höchstens 0,010 Gew.-% betragen. Ein derart niedriger Schwefelgehalt kann in an sich bekannter Weise z. B. durch eine CaSi-Behandlung erzielt werden. Um die negativen Einflüsse von Schwefel auf die Eigenschaften des erfindungsgemäß verarbeiteten Stahls sicher auszuschließen, kann der S-Gehalt auf max. 0,003 Gew.-% beschränkt sein.

Al: Aluminium wird ebenfalls als Desoxidationsmittel verwendet und behindert infolge von AlN-Bildung die Vergrößerung des Austenitkorns beim Austenitisieren. Liegt der Aluminiumgehalt unter 0,020 Gew.-%, laufen die Desoxidationsprozesse nicht vollständig ab. Übersteigt der Aluminiumgehalt jedoch die Obergrenze von 0,050 Gew.-%, so können sich Al_2O_3 -Einschlüsse bilden. Diese wirken sich negativ auf den Reinheitsgrad und die Zähigkeitseigenschaften aus.

N: Das Begleitelement Stickstoff bildet mit Aluminium AlN oder mit Titan TiN. Wenn jedoch der Stickstoffgehalt zu hoch ist, werden die Zähigkeitseigenschaften verschlechtert. Um dies zu verhindern, ist bei einem erfindungsgemäß verarbeiteten Stahl die Obergrenze für den Stickstoff-Gehalt auf 0,006 Gew.-% festgesetzt.

Cr: Chrom kann einem erfindungsgemäß verarbeiteten Stahl optional zugegeben sein, um seine Festigkeitseigenschaften zu verbessern. Wenn der Chromgehalt zu hoch ist, werden allerdings die Schweißbarkeit und Zähigkeit in der Wärmeeinflusszone negativ beeinflusst. Daher ist bei einem erfindungsgemäß verarbeiteten Stahl die obere Grenze für den Chromgehalt auf 0,40 Gew.-% festgesetzt.

Nb: Niob ist in einem erfindungsgemäß verarbeiteten Stahl enthalten, um die Festigkeitseigenschaften durch Kornfeinung der Austenitstruktur beim temperaturgesteuerten Walzen bzw. durch Ausscheidungshärtung beim Haspeln zu unterstützen. Hierzu sind im erfindungsgemäß verarbeiteten Stahl 0,060 - 0,070 Gew.-% Nb vorhanden. Liegt der Niobgehalt unterhalb dieses Bereichs, werden die Festigkeitseigenschaften nicht erreicht. Liegt der Nb-Gehalt über der Obergrenze dieses Bereichs, verschlechtert sich die Schweißbarkeit und die Zähigkeit in der Wärmeeinflusszone einer Schweißung.

B: Der Borgehalt eines erfindungsgemäß verarbeiteten Stahls beträgt 0,0005 - 0,0025 Gew.-%. B wird zur Unterstützung der Festigkeitseigenschaften und zur Verbesserung der Härtebarkeit verwendet. Zu hohe Borgehalte verschlechtern jedoch die Zähigkeitseigenschaften.

Ti: Titan trägt ebenfalls zur Verbesserung der Festigkeitseigenschaften durch Verhinderung des Kornwachstums beim Austenitisieren bzw. durch Ausscheidungshärtung beim Haspeln bei. Um dies zu gewährleisten, betragen die Ti-Gehalte eines erfindungsgemäß verarbeiteten Stahls 0,09 - 0,13 Gew.-%. Liegt der Titangehalt unter 0,09 Gew.-%, werden die erfindungsgemäß angestrebten Festigkeitswerte nicht erreicht. Wird die Obergrenze des vorgegebenen Ti-Gehaltsbereichs überschritten, verschlechtern sich die Schweißbarkeit und die Zähigkeit in der Wärmeeinflusszone einer Schweißung.

[0018] Cu, Ni, V, Mo und Sb treten als Begleitelemente auf, die als technisch unvermeidbare Verunreinigung im Prozess der Stahlerzeugung in den erfindungsgemäß verarbeiteten Stahl gelangen. Ihre Gehalte sind auf Mengen beschränkt, die in Bezug auf die erfindungsgemäß angestrebten Eigenschaften des erfindungsgemäß verarbeiteten

Stahls unwirksam sind. Dazu ist der Cu-Gehalt auf max. 0,12 Gew.-%, der Ni-Gehalt auf weniger als 0,1 Gew.-%, der V-Gehalt auf höchstens 0,01 Gew.-%, der Mo-Gehalt auf weniger als 0,004 Gew.-% und der Sb-Gehalt ebenfalls auf weniger als 0,004 Gew.-% beschränkt.

[0019] Um eine gute Schweißbarkeit zu erreichen, können der C-, der Mn-, der Cr-, der Mo-, der V-, der Cu- und der Ni-Gehalt des erfindungsgemäßen Stahls innerhalb der erfindungsgemäß vorgegebenen Grenzen so eingestellt werden, dass für das nach der Formel

$$CE = \%C + \%Mn/6 + (\%Cr + \%Mo + \%V) / 5 + (\%Cu + \%Ni) / 15$$

mit %C = jeweiliger C-Gehalt in Gew.-%,

%Mn = jeweiliger Mn-Gehalt in Gew.-%,

%Cr = jeweiliger Cr-Gehalt in Gew.-%,

%Mo = jeweiliger Mo-Gehalt in Gew.-%,

%V = jeweiliger V-Gehalt in Gew.-%,

%Cu = jeweiliger Cu-Gehalt in Gew.-%,

%Ni = jeweiliger Ni-Gehalt in Gew.-%,

berechnete Kohlenstoffäquivalent CE gilt:

$$CE \leq 0,5 \text{ Gew.} - \%$$

[0020] Nach dem Gießen der Bramme wird auf eine Austenitisierungstemperatur wiedererwärmt, die 1200 - 1300 °C beträgt. Der obere Grenzwert des Temperaturbereichs, auf den die Bramme zur Austenitisierung erwärmt wird, sollte nicht überschritten werden, um eine Vergröberung des Austenitkorns und eine vermehrte Zunderbildung zu vermeiden. Im erfindungsgemäß vorgegebenen Bereich der Wiedererwärmungstemperatur von 1200 - 1300 °C kommt es noch nicht zur erhöhten Bildung von Rotzunder, der die Oberflächenqualität des erfindungsgemäß erzeugten Stahlflachprodukts mindern würde. Rotzunder bildet sich bei der Verarbeitung erfindungsgemäß zusammengesetzter Brammen ausschließlich beim Warmwalzvorgang (Arbeitsschritte d), e) des erfindungsgemäßen Verfahrens), wenn nach der Wiedererwärmung zu viel Primärzunder auf der Brammenoberfläche vorhanden ist.

[0021] Der untere Grenzwert der Wiedererwärmungstemperatur ist dagegen so festgesetzt, dass bei gleichmäßiger Temperaturverteilung die angestrebte Homogenisierung des Gefüges gewährleistet ist. Ab dieser Temperatur setzt eine weitestgehend vollständige Auflösung der in der jeweiligen Bramme vorhandenen groben Ti- und Nb-Karbonitridausscheidungen im Austenit ein. Beim abschließenden Haspeln des fertig warmgewalzten Stahlflachprodukts (Arbeitsschritt g) des erfindungsgemäßen Verfahrens) können sich dann feine Ti- oder Nb-Karbonitridausscheidungen neu bilden, die, wie erläutert, einen wesentlichen Beitrag zur Erhöhung der Festigkeitseigenschaften leisten. Auf diesem Wege ist gewährleistet, dass die erfindungsgemäß erzeugten und zusammengesetzten Stahlflachprodukte regelmäßig eine Mindeststreckgrenze von 700 MPa besitzen.

[0022] Erfindungsgemäß beträgt die Wiedererwärmungstemperatur bei der Austenitisierung der jeweiligen Bramme mindestens 1200 °C, um den angestrebten Effekt der möglichst vollständigen Auflösung der TiC- und NbC-Ausscheidungen zu erreichen. Bei einer unter 1200 °C liegenden Austenitisierungstemperatur ist die Menge der im Austenit gelösten Karbidausscheidungen von Ti und Nb dagegen so gering, dass die erfindungsgemäß genutzten Effekte nicht eintreten. Eine unterhalb von 1200 °C liegende Wiedererwärmungstemperatur hätte daher bei der Verarbeitung von Stahlflachprodukten, die aus entsprechend der erfindungsgemäß optimierten Legierungsauswahl zusammengesetzt sind, zur Folge, dass die geforderten Festigkeitseigenschaften nicht erreicht werden. Besonders sicher lässt sich die möglichst vollständige Auflösung der TiC- und NbC-Ausscheidungen dann gewährleisten, wenn die Wiedererwärmungstemperatur mindestens 1250 °C beträgt.

[0023] Ein Stahlflachprodukt, das höchste Qualitätsanforderungen an seine Oberflächenbeschaffenheit erfüllt, kann dadurch erzeugt werden, dass vor dem Vorwalzen der auf der Bramme vorhandene Zunder vollständig entfernt wird. Dies kann dadurch geschehen, dass die Brammenoberfläche nach dem Ofenausstrag und möglichst unmittelbar vor dem Vorwalzen vollständig entzundert wird. Hierzu kann die Bramme einen konventionellen Zunderwäscher durchlaufen.

[0024] Zur Erzeugung eines Stahlflachprodukts mit optimierter Oberflächenbeschaffenheit kann die Zeit t_1 , die der Transfer der Bramme von der Arbeitsstation ("Wiedererwärmung (Arbeitsschritt c)") oder der optional nach dem Wiedererwärmen durchlaufenen "Entfernung des Primärzunders (Arbeitsschritt c)") bis zum Beginn des Fertigwarmwalzens (Arbeitsschritt e)) benötigt, auf maximal 300 s beschränkt werden. Dies schließt optimaler Weise das Vorwalzen ein. In einer so kurzen Transferzeit wird nur eine so geringe Menge an Primärzunder neu gebildet, dass der sich daraus beim

Warmwalzen bildende Rotzunder für die Qualität der Oberfläche des nach dem Warmwalzen erhaltenen Stahlflachprodukts unschädlich ist. Im Fall, dass eine Entzunderung vor dem Vorwalzen durchgeführt wird, sollte die Transportdauer zwischen dem Entzunderungsaggregat und zum Vorwalzgerüst maximal 30 s betragen. Bei einer so kurzen Transportdauer kann sich somit keine oder allenfalls eine unschädliche dünne Oxidschicht auf der zuvor entzundern Bramme bilden.

[0025] Im Arbeitsschritt d) wird die jeweils verarbeitete Bramme bei einer Vorwalztemperatur von 950 - 1250 °C vorgewalzt. Die beim Vorwalzen erzielte Stichabnahme beträgt insgesamt mindestens 50 %. Als gesamte Stichabnahme Δh_v ist dabei das aus der Differenz der Dicken der Bramme vor (Dicke d_{Vv}) und nach (Dicke d_{Nv}) dem Vorwalzen und der Dicke d_{Vv} der Bramme vor dem Vorwalzen gebildete Verhältnis bezeichnet

$$(\Delta h_v \text{ [\%]}) = (d_{Vv} - d_{Nv}) / d_{Vv} \times 100 \text{ [\%]} .$$

[0026] Die untere Grenze des für die Vorwalztemperatur vorgegebenen Bereichs und der Mindestwert der Gesamtstichabnahme Δh_v sind dabei so festgesetzt, dass die Rekristallisationsvorgänge in der jeweils vorgewalzten Bramme vollständig ablaufen können. Auf diese Weise ist die Entstehung eines feinkörnigen austenitischen Gefüges vor dem Fertigwalzen gewährleistet, wodurch optimierte Zähigkeits- und Bruchdehnungseigenschaften des erfindungsgemäß erzeugten Stahlflachprodukts erreicht werden.

[0027] Die Verweil- und Pausenzeit t_2 zwischen dem Vorwalzen und dem Fertigwalzen ist auf 50 s beschränkt, um ein unerwünschtes Austenitkornwachstum zu vermeiden.

[0028] Auf das Vorwalzen folgt im Arbeitsschritt e) das Warmwalzen der vorgewalzten Bramme zu einem warmgewalzten Stahlflachprodukt mit einer Warmbanddicke, die typischerweise 3 - 15 mm beträgt. Stahlflachprodukte mit solchen Dicken werden in der Fachsprache auch als "Grobblech" bezeichnet.

[0029] Die Endtemperatur des Warmwalzens liegt dabei bei 800 - 880 °C. Durch Einhaltung dieses Warmwalz-Endtemperaturbereichs wird ein stark gestrecktes Austenitkorn im Gefüge des erhaltenen Warmbands erreicht.

[0030] Durch die vergleichbar niedrige Warmwalz-Endtemperatur wird der Effekt des Warmwalzens verstärkt. Im Gefüge des erhaltenen Warmbands ist versetzungsreicher Austenit vorhanden. Dieser wandelt sich nach einer Intensivkühlung (Arbeitsschritt f)) zu einem versetzungsreichen, feinstrukturierten Bainit um, so dass die Streckgrenze angehoben wird. Die obere Grenze des Bereichs der Warmwalz-Endtemperatur ist so festgesetzt, dass keine Rekristallisation des Austenits beim Walzen in der Warmwalzfertigstraße stattfindet. Auch dies trägt zur Ausprägung eines feinkörnigen Gefüges bei. Die untere Grenztemperatur beträgt mindestens 800 °C, damit sich kein Ferrit beim Walzen bildet.

[0031] Die beim Fertigwalzen erzielte Stichabnahme Δh_f beträgt insgesamt mindestens 70 %, wobei hier die Stichabnahme Δh_f nach der Formel $\Delta h_f = (d_{Vf} - d_{Nf}) / d_{Vf} \times 100 \text{ [\%]}$ (mit d_{Vf} = Dicke des Walzguts beim Einlauf in die Fertigwarmwalzstaffel und d_{Nf} = Dicke des Walzguts am Auslauf der Fertigwarmwalzstaffel) berechnet wird. Durch die hohe Stichabnahme Δh_f findet die Phasenumwandlung aus stark umgeformtem Austenit statt. Dies wirkt sich positiv auf die Feinkörnigkeit aus, so dass im Gefüge des erfindungsgemäß erzeugten Stahlflachprodukts geringe Korngrößen vorliegen.

[0032] Nachdem das fertig warmgewalzte Stahlflachprodukt aus dem letzten Gerüst der Fertigwarmwalzstraße ausgetreten ist, setzt innerhalb von höchstens 10 s eine intensive Abkühlung ein, bei der das warmgewalzte Stahlflachprodukt mit einer Abkühlgeschwindigkeit dT von mindestens 40 K/s auf eine Haspeltemperatur von 550 - 620 °C abgekühlt wird.

[0033] Die Kühlpause nach dem Warmwalzen beträgt höchstens 10 s, um zu verhindern, dass es zwischen Warmwalzen und gesteuertem beschleunigten Abkühlen zu unerwünschten Gefügeveränderungen kommt.

[0034] Durch Einhaltung des erfindungsgemäß vorgegebenen Bereichs der Haspeltemperatur werden die Voraussetzungen für die Bildung eines bainitischen Gefüges des erfindungsgemäß erzeugten Stahlflachprodukts geschaffen.

[0035] Gleichzeitig hat die Wahl der Haspeltemperatur entscheidenden Einfluss auf die Ausscheidungshärtung. Dazu ist der Haspeltemperaturbereich erfindungsgemäß so gewählt, dass er einerseits unterhalb der Bainitstarttemperatur, andererseits im Ausscheidungsmaximum für die Bildung von Karbonitridausscheidungen liegt. Eine zu tiefe Haspeltemperatur würde jedoch dazu führen, dass das Ausscheidungspotenzial nicht mehr nutzbar wäre und somit die geforderte Mindeststreckgrenze nicht mehr erreicht würde. Die Abkühlbedingungen sind dabei erfindungsgemäß so gewählt, dass das warmgewalzte Stahlflachprodukt unmittelbar vor dem Haspeln ein bainitisches Gefüge mit einem Phasenanteil von mindestens 70 Vol.-% aufweist. Eine weitere Bainitbildung läuft dann im Haspel ab. Im Hinblick auf die geforderte Eigenschaftskombination optimal erweist es sich dabei, wenn das Gefüge des erfindungsgemäß erzeugten warmgewalzten Stahlflachprodukts nach dem Haspeln im technischen Sinne vollständig aus Bainit besteht. Dies wird durch Einhaltung des erfindungsgemäß vorgegebenen Bereichs der Haspeltemperatur erreicht.

[0036] Durch die hohe Abkühlgeschwindigkeit wird die Bildung von unerwünschten Phasenbestandteilen vermieden. Um dabei ein optimal planes Stahlflachprodukt zu erhalten, kann die Abkühlgeschwindigkeit der Abkühlung nach dem Warmwalzen auf 150 K/s beschränkt werden.

[0037] Die Streckgrenze der in der voranstehend erläuterten Weise erfindungsgemäß erzeugten warmgewalzten Stahlflachprodukte beträgt zuverlässig 700 - 850 MPa. Ihre Bruchdehnung liegt dabei jeweils bei mindestens 12 %. Genauso regelmäßig erreichen erfindungsgemäße Stahlflachprodukte Zugfestigkeiten von 750 - 950 MPa. Die für erfindungsgemäße Produkte ermittelte Kerbschlagarbeit liegt bei -20 °C im Bereich von 50 - 110 J und bei -40 °C im Bereich von 30 - 110 J.

[0038] Erfindungsgemäß erzeugte Stahlflachprodukte weisen ein feinkörniges Gefüge mit einer mittleren Korngröße von höchstens 20 μm auf, um eine gute Bruchdehnung und Zähigkeit zu erreichen.

[0039] Dabei liegen bei der erfindungsgemäßen Verfahrensweise die voranstehend genannten Eigenschaften bei einem warmgewalzten Stahlflachprodukt im Walzzustand nach dem Haspeln vor. Eine weitere Wärmebehandlung zur Einstellung oder Ausprägung bestimmter für die zgedachte Verwendung als hochfestes Blech im Nutzfahrzeugbau wichtiger Eigenschaften ist nicht notwendig.

[0040] Nachfolgend wird die Erfindung anhand von Ausführungsbeispielen näher erläutert.

[0041] Stahlschmelzen A - E mit der in Tabelle 1 angegebenen Zusammensetzung sind erschmolzen und in bekannter Weise zu Brammen 1 - 26 vergossen worden.

[0042] Anschließend sind die aus den Stählen A - E bestehenden Brammen auf eine Wiedererwärmungstemperatur TW durcherwärmt worden.

[0043] Aus dem Wiedererwärmungssofen sind die wiedererwärmten Brammen in weniger als 30 s zu einem Zunderwäscher transportiert worden, in dem der auf ihnen haftende Primärzunder von den Brammen entfernt worden ist.

[0044] Die aus dem Zunderwäscher austretenden Brammen sind dann zu einem Vorwalzgerüst transportiert worden, wo sie mit einer Vorwalztemperatur TVW und einer über das Vorwalzen erzielten Gesamtstichabnahme Δh_v vorgewalzt worden sind.

[0045] Anschließend sind die vorgewalzten Brammen in einer Fertigwarmwalzstaffel zu Warmbändern mit einer Dicke BD und einer Breite BB fertig warmgewalzt worden. Das Warmwalzen ist jeweils mit einer gesamten Stichabnahme in der Fertigwarmstaffel Δh_f bei einer Warmwalzendtemperatur TEW beendet worden. Die Zeit, die zwischen dem Austritt aus dem Zunderwäscher und dem Beginn des Fertigwarmwalzens vergangen ist, betrug jeweils weniger als 300 s.

[0046] Das aus dem letzten Gerüst austretende fertig warmgewalzte Stahlflachprodukt ist nach einer Pause t_p von 1 - 7 s, in der es an Luft langsam abgekühlt ist, mittels Intensivkühlung mit Wasser mit einer Abkühlrate dT von 50 - 120 K/s auf eine Haspeltemperatur HT abgekühlt worden. Nach der Abkühlung wiesen die Stahlflachprodukte bereits ein zu mindestens 70 Vol.-% bainitisches Gefüge auf.

[0047] Bei dieser Haspeltemperatur HT sind die erhaltenen Warmbänder jeweils zu einem Coil gehaspelt worden. Im Zuge der Abkühlung der Stahlflachprodukte im Coil kam es zur vollständigen Umwandlung des Gefüges in Bainit, so dass die erhaltenen Stahlflachprodukte ein im technischen Sinne zu 100 Vol.-% bainitisches Gefüge besaßen.

[0048] In den Tabellen 2a,2b sind die bei der Verarbeitung der Brammen 1 - 26 jeweils eingestellten Verfahrensparmeter Wiedererwärmungstemperatur TW, Vorwalztemperatur TVW, über das Vorwalzen erzielte Gesamtstichabnahme Δh_v , Zeit t_1 zwischen dem nach dem Wiedererwärmen und vor dem Vorwalzen durchgeführten Entzundern und Beginn des Fertigwarmwalzens, Zeit t_2 Zeit zwischen Vorwalzen und Warmwalzen, über das Fertigwalzen insgesamt erzielte Stichabnahme Δh_f , Endwalztemperatur TEW, Kühlpause t_p zwischen dem Ende des Warmwalzens und dem Beginn der forcierten Abkühlung, Abkühlgeschwindigkeit dT, Haspeltemperatur HT, Banddicke BD und Bandbreite BB angegeben.

[0049] Die mechanischen Eigenschaften sowie das Gefüge der erhaltenen Warmbänder sind untersucht worden.

[0050] Die Zugversuche zur Ermittlung der Streckgrenze R_{eH} , der Zugfestigkeit R_m und der Bruchdehnung A wurden nach DIN EN ISO 6892-1 an Längsproben der Warmbänder durchgeführt.

[0051] Die Kerbschlagbiegeversuche zur Ermittlung der Kerbschlagarbeit A_v bei -20 °C bzw. -40 °C und -60 °C wurden an Längsproben nach DIN EN ISO 148-1 durchgeführt.

[0052] Die Gefügeuntersuchungen erfolgten mittels Lichtmikroskop und Rasterelektronenmikroskop. Dafür wurden die Proben aus einem Viertel der Bandbreite entnommen, als Längsschliff präpariert und mit Nital (d. h. alkoholische Salpetersäure, die einen Salpetersäureanteil von 3 Vol.-% enthält) oder Natriumdisulfit geätzt. Die Bestimmung der Gefügebestandteile erfolgte mittels Flächenanalyse in Probenlage 1/3 Blechdicke, wie in H. Schumann und H. Oettel "Metallografie" 14. Auflage, 2005 WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim beschrieben.

[0053] Die mechanischen Eigenschaften und die Gefügebestandteile der erfindungsgemäß erzeugten Warmbänder sind in Tabelle 3 angegeben. Die gemäß dem Verfahren der vorliegenden Erfindung hergestellten Bandbleche weisen hohe Festigkeitseigenschaften bei guten Zähigkeitseigenschaften sowie guter Bruchdehnung auf.

[0054] Die Streckgrenzen der in der voranstehend erläuterten Weise erzeugten Warmbänder liegen zwischen 700 MPa und 790 MPa. Die Bruchdehnung beträgt mindestens 12 % und die Zugfestigkeit 750 - 880 MPa. Die Kerbschlagarbeit bei -20 °C liegt im Bereich 60 bis 100 J. Bei -40 °C beträgt die Kerbschlagarbeit 40 bis 75 J und bei -60 °C liegt die Kerbschlagarbeit bei 30 - 70 J.

Tabelle 1

Stahl	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	Nb	B	Ti	Cu	Ni	V	Mo	Sb
A	0,060	0,42	1,77	0,012	0,0010	0,034	0,0046	0,04	0,062	0,0020	0,110	0,02	0,03	0,010	0,004	0,004
B	0,053	0,49	1,75	0,015	0,0014	0,034	0,0049	0,06	0,066	0,0020	0,091	0,02	0,03	0,005	0,004	0,004
C	0,061	0,22	1,79	0,014	0,0021	0,050	0,0047	0,04	0,063	0,0019	0,097	0,02	0,02	0,003	0,004	0,004
D	0,065	0,20	1,8	0,014	0,0021	0,040	0,0047	0,04	0,065	0,0005	0,110	0,02	0,02	0,003	0,004	0,004
E	0,070	0,03	1,89	0,011	0,0014	0,042	0,0051	0,04	0,060	0,0005	0,130	0,02	0,03	0,008	0,004	0,004
Angaben in Gew.-%, Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen																

EP 3 305 935 A1

Tabelle 2a

Nr.	Stahl	TW	Δh_v	TVW	t_1	t_2	Δh_f	TEW	t_p	dT	HT	BD	BB
		[°C]	[%]	[°C]	[s]	[s]	[%]	[°C]	[s]	[K/s]	[°C]	[mm]	[mm]
1	A	1293	85	1070	220	40	90	905	1	100	600	4	1525
2	A	1296	80	1065	220	40	92	915	1	100	600	4	1525
3	A	1288	80	1045	225	40	92	895	2	100	605	4	1525
4	A	1287	85	1045	230	42	90	880	2	100	605	4	1530
5	A	1269	82	1055	230	40	91	890	2	100	600	4	1525
6	A	1300	82	1050	240	45	82	835	3	70	600	8	1545
7	A	1296	82	1050	245	41	82	810	4	70	600	8	1545
8	A	1305	76	1060	240	42	86	825	4	70	600	8	1755
9	A	1247	76	1040	260	44	83	800	6	50	580	10	1530
10	B	1291	80	1060	230	40	90	910	2	100	600	5	1630
11	B	1309	80	1110	240	44	90	870	2	100	610	5	1630
12	B	1288	85	1070	230	40	88	890	2	100	600	5	1540
13	B	1304	76	1055	240	40	90	860	2	90	600	6	1540
14	B	1285	85	1030	255	42	75	800	5	50	590	10	1550
15	B	1296	85	1100	210	40	93	850	2	120	600	3	1280
16	B	1298	82	1090	200	40	93	900	1	120	580	3	1275

Tabelle 2b

Nr.	Stahl	TW	Δh_v	TVW	t_1	t_2	Δh_f	TEW	t_p	dT	HT	BD	BB
		[°C]	[%]	[°C]	[s]	[s]	[%]	[°C]	[s]	[K/s]	[°C]	[mm]	[mm]
17	B	1206	82	1067	205	40	93	870	1	120	610	3	1275
18	C	1289	85	1040	260	45	75	800	6	50	550	10	1550
19	C	1291	85	1090	235	42	85	880	2	90	605	6	1535
20	C	1214	82	1070	230	40	91	865	2	100	600	4	925
21	D	1290	85	1090	205	40	93	890	1	120	620	3	1280
22	D	1285	82	1080	200	40	93	900	1	120	575	3	1275
23	E	1290	76	1060	260	43	83	800	6	50	598	10	1550
24	E	1290	78	1090	235	40	89	860	3	90	615	6	1535
25	E	1290	80	1040	260	45	76	800	7	50	590	12	1530
26	E	1285	78	1045	260	45	73	822	7	50	570	15	1530

Tabelle 3

Nr.	Strahl	Lage am Coil	Zugversuch, längs			Kerbschlagbiegeversuch, längs			Gefügebestandteile
			ReH	Rm	A	Av-20°C	Av-40°C	Av-60°C	
			[MPa]	[MPa]	[%]	[J]	[J]	[J]	Vol. %
1	A	Anfang	770	852	19,0	n.b.	n.b.	n.b.	100 Bainit

EP 3 305 935 A1

(fortgesetzt)

Nr.	Strahl	Lage am Coil	Zugversuch, längs			Kerbschlagbiegeversuch, längs			Gefügebestandteile
			ReH	Rm	A	Av-20°C	Av-40°C	Av-60°C	
			[MPa]	[MPa]	[%]	[J]	[J]	[J]	Vol. %
2	A	Anfang	762	837	17,0	n.b.	n.b.	n.b.	100 Bainit
3	A	Anfang	749	819	18,0	n.b.	n.b.	n.b.	100 Bainit
4	A	Anfang	754	818	21,0	n.b.	n.b.	n.b.	100 Bainit
5	A	Anfang	737	809	24,0	n.b.	n.b.	n.b.	100 Bainit
6	A	Anfang	736	834	20,3	70	44	31	100 Bainit
7	A	Anfang	739	842	15,7	81	62	31	100 Bainit
8	A	Anfang	716	817	17,2	62	40	31	100 Bainit
9	A	Anfang	733	832	23,5	79	68	65	100 Bainit
10	B	Anfang	750	852	16,0	n.b.	n.b.	n.b.	100 Bainit
11	B	Anfang	752	841	22,0	n.b.	n.b.	n.b.	100 Bainit
12	B	Anfang	736	829	20,0	n.b.	n.b.	n.b.	100 Bainit
13	B	Anfang	734	860	17,0	99	48	33	100 Bainit
14	B	Anfang	717	846	18,0	84	58	30	100 Bainit
15	B	Anfang	782	864	23,0	n.b.	n.b.	n.b.	100 Bainit
16	B	Anfang	779	857	24,0	n.b.	n.b.	n.b.	100 Bainit
17	B	Anfang	720	819	23,0	n.b.	n.b.	n.b.	100 Bainit
18	C	Anfang	705	813	19,1	97	73	30	100 Bainit
19	C	Anfang	718	783	24,0	80	60	31	100 Bainit
20	C	Anfang	710	790	24,0	n.b.	n.b.	n.b.	100 Bainit
21	D	Anfang	720	850	22,0	n.b.	n.b.	n.b.	100 Bainit
22	D	Anfang	760	823	22,0	n.b.	n.b.	n.b.	100 Bainit
23	E	Anfang	712	820	20,0	97	73	30	100 Bainit
24	E	Anfang	713	825	23,0	80	60	31	100 Bainit
25	E	Anfang	733	809	21,0	72	53	42	100 Bainit
26	E	Anfang	727	821	19,2	83	76	67	100 Bainit
"n.b." = "nicht bestimmt"									

Satz 1:

[0055] Verfahren zur Erzeugung eines Stahlflachprodukts mit einer Streckgrenze von mindestens 700 MPa und mit einem zu mindestens 70 Vol.-% bainitischen Gefüge, umfassend folgende Arbeitsschritte:

a) Erschmelzen einer Stahlschmelze, die (in Gew.-%) aus

C: 0,05 - 0,08 %,
Si: 0,015 - 0,500 %,
Mn: 1,60 - 2,00 %,
P: bis zu 0,025 %,
S: bis zu 0,010 %,
Al: 0,020 - 0,050 %,

EP 3 305 935 A1

N: bis zu 0,006 %,
Cr: bis zu 0,40 %,
Nb: 0,060 - 0,070 %,
B: 0,0005 - 0,0025 %, 5
Ti: 0,090 - 0,130 %, 10

sowie aus technisch unvermeidbaren Verunreinigungen, zu denen bis zu 0,12 % Cu, bis zu 0,100 % Ni, bis zu 0,010 % V, bis zu 0,004 % Mo und bis zu 0,004 % Sb gehören, und als Rest aus Eisen besteht;

b) Vergießen der Schmelze zu einer Bramme;

c) Wiedererwärmen der Bramme auf eine Wiedererwärmungstemperatur von 1200 - 1300 °C; 15

d) Vorwalzen der Bramme bei einer 950 - 1250 °C betragenden Vorwalztemperatur und einer über das Vorwalzen erzielten Gesamtstichabnahme von mindestens 50 %;

e) Fertigwarmwalzen der vorgewalzten Bramme, wobei das Fertigwarmwalzen bei einer Warmwalzendtemperatur von 800 - 880 °C beendet wird; 20

f) innerhalb von höchstens 10 s nach dem Fertigwarmwalzen einsetzendes intensives Kühlen des fertig warmgewalzten Stahlflachprodukts mit einer Abkühlgeschwindigkeit von mindestens 40 K/s auf eine 550 - 620 °C betragende Haspeltemperatur; 25

g) Haspeln des fertig warmgewalzten Stahlflachprodukts.

Satz 2:

[0056] Verfahren nach Satz 1, **dadurch gekennzeichnet, dass** für das nach der Formel 30

$$CE = \%C + \%Mn/6 + (\%Cr + \%Mo + \%V) / 5 + (\%Cu + \%Ni) / 15$$
35

mit %C = jeweiliger C-Gehalt in Gew.-%,
%Mn = jeweiliger Mn-Gehalt in Gew.-%,
%Cr = jeweiliger Cr-Gehalt in Gew.-%,
%Mo = jeweiliger Mo-Gehalt in Gew.-%, 40
%V = jeweiliger V-Gehalt in Gew.-%,
%Cu = jeweiliger Cu-Gehalt in Gew.-%,
%Ni = jeweiliger Ni-Gehalt in Gew.-%,

berechnete Kohlenstoffäquivalent CE der im Arbeitsschritt a) erschmolzenen Stahlschmelze gilt: 45

$$CE \leq 0,5 \text{ Gew.} - \%$$

Satz 3:

[0057] Verfahren nach einem der voranstehenden Sätze, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Wiedererwärmungstemperatur 1250 - 1300 °C beträgt. 50

Satz 4:

[0058] Verfahren nach einem der voranstehenden Sätze, **dadurch gekennzeichnet, dass** in einem zwischen dem Wiedererwärmen (Arbeitsschritt c)) und dem Vorwalzen (Arbeitsschritt 55

EP 3 305 935 A1

d)) durchlaufenen Arbeitsschritt c') auf der jeweils verarbeiteten Bramme haftender Primärzunder entfernt wird.

Satz 5:

- 5 **[0059]** Verfahren nach einem der voranstehenden Sätze, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Transportzeit, die für den Transport der Bramme von der jeweils zuvor durchlaufenen Arbeitsstation (Arbeitsschritt c) oder optional Arbeitsschritt c')) bis zum Fertigwarmwalzen (Arbeitsschritt e)) vergeht, auf maximal 300 s beschränkt ist.

10 Satz 6:

- 15 **[0060]** Verfahren nach einem der voranstehenden Sätze, **dadurch gekennzeichnet, dass** die zwischen dem Vorwalzen (Arbeitsschritt d)) und dem Fertigwarmwalzen (Arbeitsschritt e)) vergehende Verweilzeit höchstens 50 s beträgt.

15 Satz 7:

- 20 **[0061]** Verfahren nach einem der voranstehenden Sätze, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Abkühlgeschwindigkeit bei der Abkühlung im Arbeitsschritt f) höchstens 150 K/s beträgt.

20 Satz 8:

- 25 **[0062]** Verfahren nach einem der voranstehenden Sätze, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Dicke des nach dem Warmwalzen erhaltenen warmgewalzten Stahlflachprodukts 3 - 15 mm beträgt.

25 Satz 9:

- 30 **[0063]** Verfahren nach einem der voranstehenden Sätze, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Streckgrenze der nach dem Haspeln erhaltenen warmgewalzten Stahlflachprodukte 700 - 850 MPa beträgt.

30 Satz 10:

- 35 **[0064]** Verfahren nach einem der voranstehenden Sätze, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Bruchdehnung der nach dem Haspeln erhaltenen warmgewalzten Stahlflachprodukte mindestens 12 % beträgt.

40 Satz 11:

- 40 **[0065]** Verfahren nach einem der voranstehenden Sätze, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Zugfestigkeit der nach dem Haspeln erhaltenen warmgewalzten Stahlflachprodukte 750 - 950 MPa beträgt.

45 Satz 12:

- 50 **[0066]** Verfahren nach einem der voranstehenden Sätze, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Kerbschlagarbeit der nach dem Haspeln erhaltenen warmgewalzten Stahlflachprodukte bei -20 °C im Bereich von 50 - 110 J liegt.

50 Satz 13:

- 55 **[0067]** Verfahren nach einem der voranstehenden Sätze, **dadurch gekennzeichnet, dass** die nach dem Haspeln erhaltenen warmgewalzten Stahlflachprodukte ein bis auf technisch unvermeidbare sonstige Gefügebestandteile ausschließlich bainitisches Gefüge besitzen.

Satz 14:

[0068] Verfahren nach einem der voranstehenden Sätze, **dadurch gekennzeichnet, dass** der mittlere Korndurchmesser des Gefüges der nach dem Haspeln erhaltenen warmgewalzten Stahlflachprodukte höchstens 20 μm beträgt.

Patentansprüche

1. Warmgewalztes Stahlflachprodukt mit einer Streckgrenze von mindestens 700 MPa, einer Bruchdehnung von mindestens 12 % und mit einem zu mindestens 70 Vol.-% bainitischen Gefüge, hergestellt aus einer Stahllegierung, die (in Gew.-%) aus

C: 0,05 - 0,08 %,

Si: 0,015 - 0,500 %,

Mn: 1,60 - 2,00 %,

P: bis zu 0,025 %,

S: bis zu 0,010 %,

Al: 0,020 - 0,050 %,

N: bis zu 0,006 %,

Cr: bis zu 0,40 %,

Nb: 0,060 - 0,070 %,

B: 0,0005 - 0,0025 %,

Ti: 0,090 - 0,130 %,

sowie aus technisch unvermeidbaren Verunreinigungen, zu denen bis zu 0,12 % Cu, bis zu 0,100 % Ni, bis zu 0,010 % V, bis zu 0,004 % Mo und bis zu 0,004 % Sb gehören, und

als Rest aus Eisen

besteht.

2. Stahlflachprodukt nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, dass** für das nach der Formel

$$CE = \%C + \%Mn/6 + (\%Cr + \%Mo + \%V) / 5 + (\%Cu + \%Ni) / 15$$

mit %C = jeweiliger C-Gehalt in Gew.-%,

%Mn = jeweiliger Mn-Gehalt in Gew.-%,

%Cr = jeweiliger Cr-Gehalt in Gew.-%,

%Mo = jeweiliger Mo-Gehalt in Gew.-%,

%V = jeweiliger V-Gehalt in Gew.-%,

%Cu = jeweiliger Cu-Gehalt in Gew.-%,

%Ni = jeweiliger Ni-Gehalt in Gew.-%,

berechnete Kohlenstoffäquivalent CE der Stahllegierung, aus dem das Stahlflachprodukt hergestellt ist, gilt:

$$CE \leq 0,5 \text{ Gew.-%}$$

3. Stahlflachprodukt nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** seine Dicke 3 - 15 mm beträgt.

4. Stahlflachprodukt nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** seine Streckgrenze 700 - 850 MPa beträgt.

5. Stahlflachprodukt nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** seine Zugfestigkeit 750 - 950 MPa beträgt.

EP 3 305 935 A1

6. Stahl Flachprodukt nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** seine Kerbschlagarbeit bei -20 °C 50 - 110 J beträgt.
7. Stahl Flachprodukt nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** es ein Gefüge besitzt, das bis auf technisch unvermeidbare sonstige Gefügebestandteile ausschließlich bainitisch ist.
8. Stahl Flachprodukt nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** der mittlere Korndurchmesser seines Gefüges höchstens 20 μm beträgt.
9. Stahl Flachprodukt nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein S-Gehalt höchstens 0,003 Gew.-% beträgt.
10. Verwendung eines gemäß einem der voranstehenden Ansprüche ausgebildeten Stahl Flachprodukts im Nutzfahrzeugbau.



EUROPÄISCHER RECHERCHENBERICHT

 Nummer der Anmeldung
EP 19 1293

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	EP 2 436 797 A1 (NIPPON STEEL CORP [JP] NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL [JP]) 4. April 2012 (2012-04-04) * Absatz [0022] - Absatz [0039]; Beispiele J, J-a; Tabellen 1,2,9 * * Absatz [0048] - Absatz [0050] * * Absatz [0001] * * Absatz [0006] *	1-3,10	INV. C22C38/02 C22C38/04 C22C38/06 C22C38/12 C22C38/14 C21D8/02 C21D9/52 C22C38/42 C22C38/44 C22C38/46 C22C38/48 C22C38/50 C22C38/54 C22C38/58 C22C38/60 C22C38/00
A	US 2013/167985 A1 (SAITO HAYATO [JP] ET AL) 4. Juli 2013 (2013-07-04) * Anspruch 4; Beispiel F; Tabellen 1-3 * * Absatz [0058] - Absatz [0064] *	1-10	
A	US 2011/232807 A1 (YOSHINAGA NAOKI [JP] ET AL) 29. September 2011 (2011-09-29) * Absatz [0132] - Absatz [0139] *	1-10	
A	JP H07 316736 A (NIPPON STEEL CORP) 5. Dezember 1995 (1995-12-05) * das ganze Dokument *	1-10	
			RECHERCHIERTE SACHGEBIETE (IPC)
			C22C C21D
Der vorliegende Recherchenbericht wurde für alle Patentansprüche erstellt			
Recherchenort München		Abschlußdatum der Recherche 13. Dezember 2017	Prüfer Huber, Gerrit
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 03.82 (P04C03)

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

EP 17 19 1293

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.

13-12-2017

Im Recherchenbericht angeführtes Patentdokument	Datum der Veröffentlichung	Mitglied(er) der Patentfamilie	Datum der Veröffentlichung
EP 2436797 A1	04-04-2012	BR PI1010678 A2	15-03-2016
		CA 2759256 A1	02-12-2010
		CN 102341521 A	01-02-2012
		EP 2436797 A1	04-04-2012
		ES 2613410 T3	24-05-2017
		JP 4772927 B2	14-09-2011
		JP WO2010137317 A1	12-11-2012
		KR 20110110370 A	06-10-2011
		PL 2436797 T3	30-06-2017
		US 2012031528 A1	09-02-2012
		US 2014311631 A1	23-10-2014
		WO 2010137317 A1	02-12-2010
US 2013167985 A1	04-07-2013	CN 103108972 A	15-05-2013
		EP 2617852 A1	24-07-2013
		JP 5029749 B2	19-09-2012
		JP 2012062558 A	29-03-2012
		KR 20130080037 A	11-07-2013
		US 2013167985 A1	04-07-2013
		WO 2012036309 A1	22-03-2012
US 2011232807 A1	29-09-2011	BR PI0414674 A	28-11-2006
		CA 2540762 A1	07-04-2005
		CA 2747654 A1	07-04-2005
		CN 1860249 A	08-11-2006
		CN 102011053 A	13-04-2011
		EP 1681363 A1	19-07-2006
		EP 2309012 A1	13-04-2011
		ES 2391164 T3	22-11-2012
		KR 20060096002 A	05-09-2006
		KR 20080035017 A	22-04-2008
		KR 20110018463 A	23-02-2011
		KR 20110028643 A	21-03-2011
		MX 344641 B	04-01-2017
		MX PA06003566 A	14-06-2006
		TW I302572 B	01-11-2008
		US 2007029015 A1	08-02-2007
		US 2011232807 A1	29-09-2011
		WO 2005031024 A1	07-04-2005
JP H07316736 A	05-12-1995	KEINE	

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 2130938 A1 [0008]

In der Beschreibung aufgeführte Nicht-Patentliteratur

- **H. SCHUMANN ; H. OETTEL.** Metallografie. WI-
LEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2005 [0052]