



(11) **EP 3 305 935 B9**

(12) **KORRIGIERTE EUROPÄISCHE PATENTSCHRIFT**

(15) Korrekturinformation:
Korrigierte Fassung Nr. 1 (W1 B1)
Korrekturen, siehe
Beschreibung Abschnitt(e) 15, 17
Ansprüche DE 1

(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)

(48) Corrigendum ausgegeben am:
04.12.2019 Patentblatt 2019/49

(45) Veröffentlichungstag und Bekanntmachung des
Hinweises auf die Patenterteilung:
29.05.2019 Patentblatt 2019/22

(21) Anmeldenummer: **17191293.4**

(22) Anmeldetag: **25.03.2014**

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

HIGH STRENGTH FLAT STEEL PRODUCT AND USE OF A HIGH STRENGTH FLAT STEEL PRODUCT

PRODUIT PLAT EN ACIER HAUTE RÉSISTANCE ET L'USAGE D'UN PRODUIT PLAT EN ACIER HAUTE RÉSISTANCE

(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

(43) Veröffentlichungstag der Anmeldung:
11.04.2018 Patentblatt 2018/15

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

(73) Patentinhaber:
• **ThyssenKrupp Steel Europe AG**
47166 Duisburg (DE)
• **thyssenkrupp AG**
45143 Essen (DE)

(72) Erfinder:
• **Gaganov, Alexander**
45478 Mülheim an der Ruhr (DE)

- **Gervers, Wolfgang**
47169 Duisburg (DE)
- **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)

(56) Entgegenhaltungen:
EP-A1- 2 436 797 JP-A- H07 316 736
US-A1- 2011 232 807 US-A1- 2013 167 985

Anmerkung: Innerhalb von neun Monaten nach Bekanntmachung des Hinweises auf die Erteilung des europäischen Patents im Europäischen Patentblatt kann jedermann nach Maßgabe der Ausführungsordnung beim Europäischen Patentamt gegen dieses Patent Einspruch einlegen. Der Einspruch gilt erst als eingelegt, wenn die Einspruchsgebühr entrichtet worden ist. (Art. 99(1) Europäisches Patentübereinkommen).

EP 3 305 935 B9

Beschreibung

[0001] Die Erfindung betrifft ein hochfestes Stahlflachprodukt mit einer Streckgrenze von 700 - 850 MPa und mit einem zu mindestens 70 Vol.-% bainitischen Gefüge sowie eine Verwendung eines solchen hochfesten Stahlflachprodukts.

[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] 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] 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.

[0005] 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.

[0006] 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.

[0007] 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: $\%Nb \times \%C \leq 4,34 \times 10^{-3}$.

[0008] 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 Sticks des Warmwalzens soll 3 - 15 % betragen.

[0009] 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.

[0010] 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.

[0011] Neben dem voranstehend erläuterten Stand der Technik ist aus der EP 2 436 797 A1 ein hochfestes Stahlblech bekannt, dass (in Masse-%) aus 0,03 - 0,10 % C; 0,01 - 1,5 % Si; 1,0 - 2,5 % Mn; bis zu 0,1 % P; bis zu 0,02 % S; 0,01 - 1,2 % Al; 0,06 - 0,15 % Ti und bis zu 0,01 % N, und als Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen besteht. Die Zugfestigkeit des Stahlblechs beträgt mindestens 590 MPa und das Verhältnis aus Zugfestigkeit und Streckgrenze mindestens 0,80. Das Gefüge des Blechs besteht zu mindestens 40 Flächen-% aus Bainit und als Rest aus Ferrit oder Martensit, wobei in dem Gefüge Ti (C, N) - Ausscheidungen mit Größen von 10 nm oder weniger in einem Bereich von mindestens 10¹⁰ Ausscheidungen / mm³ vorhanden sind. Das Verhältnis Hvs/Hvc einer in einem Abstand von 10 µm von der Oberfläche des Blechs gemessenen Härte Hvs zur Härte Hvc in der Mitte der Blechdicke beträgt 0,85 oder

mehr. Bei einem in der EP 2 436 797 A1 beschriebenen Ausführungsbeispiel weist ein Stahlblech, das (in Gew.-%) aus 0,06 % C, 0,18 % Si, 1,75 % Mn, 0,082 % P, 0,0044 % S, 0,04 % Al, 0,0035 % N, 0,092 % Ti, 0,075 % Nb und 0,0015 % B, Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen besteht, ein (in Flächen-%) zu 70 % aus Bainit, zu 5 % aus Ferrit und zu 25 % aus Martensit bestehendes Gefüge sowie eine Streckgrenze von 960 MPa auf.

[0012] Vor dem Hintergrund des voranstehend erläuterten Standes der Technik bestand die Aufgabe der Erfindung darin, ein hochfestes Stahlblech mit im Hinblick auf die Verwendung im Automobilbau optimierten mechanischen Eigenschaften und einer ebenso optimierten Oberflächenbeschaffenheit anzugeben.

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

[0014] Vorteilhafte Ausgestaltungen der Erfindung sind in den abhängigen Ansprüchen angegeben und werden nachfolgend wie der allgemeine Erfindungsgedanke im Einzelnen erläutert.

[0015] Ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt mit einer Streckgrenze von 700 - 850 MPa und mit einem zu mindestens 70 Vol.-% bainitischen Gefüge lässt sich durch folgende Arbeitsschritte erzeugen:

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] Diesem 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 im Arbeitsschritt a) erschmolzenen Stahllegierung so ausgewählt, dass sich bei Einhaltung der hier 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 hier 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 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 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] Dabei 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. 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.

[0030] 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.

[0031] 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.

[0032] Die Kühlpause nach dem Warmwalzen beträgt höchstens 10 s, um zu verhindern, dass es zwischen Warmwalzen und gesteuertem beschleunigten Abkühlen zu unerwünschten Gefügeveränderungen kommt.

[0033] Durch Einhaltung des vorgegebenen Bereichs der Haspeltemperatur werden die Voraussetzungen für die Bildung eines bainitischen Gefüges des erfindungsgemäß erzeugten Stahlflachprodukts geschaffen.

[0034] Gleichzeitig hat die Wahl der Haspeltemperatur entscheidenden Einfluss auf die Ausscheidungshärtung. Dazu ist der Haspeltemperaturbereich 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 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 so erzeugten warmgewalzten Stahlflachprodukts nach dem Haspeln im technischen Sinne vollständig aus Bainit besteht. Dies wird durch Einhaltung des vorgegebenen Bereichs der Haspeltemperatur erreicht.

[0035] 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.

[0036] Die Streckgrenze der in der voranstehend erläuterten Weise 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.

[0037] In der voranstehend erläuterten Weise erzeugte Stahlflachprodukte weisen ein feinkörniges Gefüge mit einer mittleren Korngröße von höchstens 20 μm auf, um eine gute Bruchdehnung und Zähigkeit zu erreichen.

[0038] Dabei liegen bei der hier erläuterten 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.

[0039] Nachfolgend wird die Erfindung anhand von Ausführungsbeispielen näher erläutert.

[0040] Stahlschmelzen A - E mit der in Tabelle 1 angegebenen Zusammensetzung sind erschmolzen und in bekannter Weise zu Brammen 1 - 26 vergossen worden.

[0041] Anschließend sind die aus den Stählen A - E bestehenden Brammen auf eine Wiedererwärmungstemperatur TW durcherwärmt worden.

[0042] 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.

[0043] 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.

[0044] 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.

[0045] 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.

[0046] 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.

[0047] 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.

[0048] Die mechanischen Eigenschaften sowie das Gefüge der erhaltenen Warmbänder sind untersucht worden.

[0049] Die Zugversuche zur Ermittlung der Streckgrenze ReH, der Zugfestigkeit Rm und der Bruchdehnung A wurden nach DIN EN ISO 6892-1 an Längsproben der Warmbänder durchgeführt.

[0050] Die Kerbschlagbiegeversuche zur Ermittlung der Kerbschlagarbeit Av bei -20 °C bzw. -40 °C und -60 °C wurden an Längsproben nach DIN EN ISO 148-1 durchgeführt.

[0051] 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.

[0052] 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.

[0053] 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 B9

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.	Stahl	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 B9

(fortgesetzt)

Nr.	Stahl	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"									

Patentansprüche

1. Warmgewalztes Stahlflachprodukt mit einer Streckgrenze von 700 - 850 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 %,

EP 3 305 935 B9

(fortgesetzt)

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 Zugfestigkeit 750 - 950 MPa beträgt.
5. Stahlflachprodukt nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** seine Kerbschlagarbeit bei -20 °C 50 - 110 J beträgt.
6. Stahlflachprodukt nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** es ein Gefüge besitzt, das bis auf technisch unvermeidbare sonstige Gefügebestandteile ausschließlich bainitisch ist.
7. Stahlflachprodukt nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** der mittlere Korndurchmesser seines Gefüges höchstens 20 μm beträgt.
8. Stahlflachprodukt nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein S-Gehalt höchstens 0,003 Gew.-% beträgt.
9. Verwendung eines gemäß einem der voranstehenden Ansprüche ausgebildeten Stahlflachprodukts im Nutzfahrzeugbau.

Claims

1. Hot rolled flat steel product with a yield strength of 700-850 MPa, an elongation at breaking of at least 12% and a

EP 3 305 935 B9

minimum of 70 vol% bainitic microstructure, made from a steel alloy comprising (in wt%)

C:	0.05 - 0.08 %,
Si:	0.015 - 0.500 %,
Mn:	1.60 - 2.00 %,
P:	up to 0.025 %,
S:	up to 0.010 %,
Al:	0.020 - 0.050 %,
N:	up to 0.006 %,
Cr:	up to 0.40 %,
Nb:	0.060 - 0.070 %,
B:	0.0005 - 0.0025%,
Ti:	0.090 - 0.130 %,

as well as technically unavoidable

impurities, including up to 0.12 % Cu, up to 0.100 % Ni, up to 0.010 % V, up to 0.004 % Mo and up to 0.004 % Sb, and iron as the remainder.

2. Flat steel product according to claim 1, **characterised in that** the carbon equivalent CE of the steel alloy from which the flat steel product is made is

$$CE < 0.5 \text{ wt\%,}$$

the carbon equivalent being calculated according to the formula

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

with

%C = respective C content in wt%,
%Mn = respective Mn content in wt%,
%Cr = respective Cr content in wt%,
%Mo = respective Mo content in wt%,
%V = respective V content in wt%,
%Cu = respective Cu content in wt%,
%Ni = respective Ni content in wt%,

3. Flat steel product according to any one of the preceding claims, **characterised in that** its thickness is 3 - 15 mm.
4. Flat steel product according to any one of the preceding claims, **characterised in that** its tensile strength is 750-950 MPa.
5. Flat steel product according to any one of the preceding claims, **characterised in that** its notch impact energy at -20°C is 50-110 J.
6. Flat steel product according to any one of the preceding claims, **characterised in that** it has a microstructure which, except for technically unavoidable other structural components, is exclusively bainitic.
7. Flat steel product according to any one of the preceding claims, **characterised in that** the mean grain diameter of its microstructure is at most 20 µm.
8. Flat steel product according to any one of the preceding claims, **characterised in that** its S content is at most 0.003 wt%.

9. Use of a flat steel product formed according to any one of the preceding claims in the construction of commercial vehicles.

5 Revendications

1. Produit plat en acier laminé à chaud avec une limite d'élasticité de 700 - 850 MPa, un allongement à la rupture d'au moins 12 % et avec une structure bainitique d'au moins 70 % en volume, produit à partir d'un alliage d'acier qui se compose de (en % en poids) :

C : 0,05 - 0,08 %,
 Si : 0,015 - 0,500 %,
 Mn : 1,60 - 2,00 %,
 P : jusqu'à 0,025 %,
 S : jusqu'à 0,010 %,
 Al : 0,020 - 0,050 %,
 N : jusqu'à 0,006 %,
 Cr : jusqu'à 0,40 %,
 Nb : 0,060 - 0,070 %,
 B : 0,0005 - 0,0025 %,
 Ti : 0,090 - 0,130 %,

ainsi que d'impuretés techniquement inévitables, auxquelles appartiennent jusqu'à 0,12 % de Cu, jusqu'à 0,100 % de Ni, jusqu'à 0,010 % de V, jusqu'à 0,004 % de Mo et jusqu'à 0,004 % de Sb, et le reste étant du fer.

2. Produit plat en acier selon la revendication 1, **caractérisé en ce que**, pour la valeur d'équivalent carbone CE de l'alliage d'acier à partir duquel le produit plat en acier est produit, calculée selon la formule

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

avec

% C = teneur respective de C en % en poids,
 % Mn = teneur respective de Mn en % en poids,
 % Cr = teneur respective de Cr en % en poids,
 % Mo = teneur respective de Mo en % en poids,
 % V = teneur respective de V en % en poids,
 % Cu = teneur respective de Cu en % en poids,
 % Ni = teneur respective de Ni en % en poids,

la relation $CE \leq 0,5$ en % en poids est vérifiée.

3. Produit plat en acier selon l'une des revendications précédentes, **caractérisé en ce que** son épaisseur se situe entre 3 et 15 mm.
4. Produit plat en acier selon l'une des revendications précédentes, **caractérisé en ce que** sa résistance à la traction se situe entre 750 et 950 MPa.
5. Produit plat en acier selon l'une des revendications précédentes, **caractérisé en ce que** sa valeur de résilience à -20 °C se situe entre 50 et 110 J.
6. Produit plat en acier selon l'une des revendications précédentes, **caractérisé en ce qu'il** possède une structure qui, mis à part les constituants de structure techniquement inévitables autres, est exclusivement bainitique.
7. Produit plat en acier selon l'une des revendications précédentes, **caractérisé en ce que** le diamètre moyen de

grain de sa structure est au maximum $20\text{ }\mu\text{m}$.

8. Produit plat en acier selon l'une des revendications précédentes, **caractérisé en ce que** sa teneur en S est au maximum 0,003 % en poids.

9. Utilisation d'un produit plat en acier conçu selon l'une des revendications précédentes dans le domaine de la construction de véhicules utilitaires.

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 [0007]
- EP 2436797 A1 [0011]

In der Beschreibung aufgeführte Nicht-Patentliteratur

- **H. SCHUMANN ; H. OETTEL.** Metallografie. WI-
LEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2005 [0051]