

(12) NACH DEM VERTRAG ÜBER DIE INTERNATIONALE ZUSAMMENARBEIT AUF DEM GEBIET DES  
PATENTWESENS (PCT) VERÖFFENTLICHTE INTERNATIONALE ANMELDUNG

(19) Weltorganisation für geistiges  
Eigentum

Internationales Büro

(43) Internationales  
Veröffentlichungsdatum  
2. Februar 2017 (02.02.2017)



(10) Internationale Veröffentlichungsnummer  
**WO 2017/016582 A1**

(51) Internationale Patentklassifikation:

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

(21) Internationales Aktenzeichen: PCT/EP2015/067084

(22) Internationales Anmeldedatum:  
24. Juli 2015 (24.07.2015)

(25) Einreichungssprache: Deutsch

(26) Veröffentlichungssprache: Deutsch

(71) Anmelder: **THYSSENKRUPP STEEL EUROPE AG** [DE/DE]; Kaiser-Wilhelm-Straße 100, 47166 Duisburg (DE). **THYSSENKRUPP AG** [DE/DE]; ThyssenKrupp Allee 1, Essen, 45143 (DE).

(72) Erfinder: **BRUNS, Heinz-Werner**; Schlansteinstraße 20, 46049 Oberhausen (DE). **JUNGERMANN, Alexander Björn**; Benderstraße 137 a, 40625 Düsseldorf (DE). **KERN, Andreas**; Dechant-Veiders-Straße 68, 40885 Ratingen (DE). **TSCHERSICH, Hans-Joachim**; Fuchspaß 18, 46282 Dorsten (DE).

(74) Anwälte: **BROSCH, Oliver** et al.; Kutzenberger Wolff & Partner, Theodor-Heuss-Ring 23, 50668 Köln (DE).

(81) Bestimmungsstaaten (soweit nicht anders angegeben, für jede verfügbare nationale Schutzrechtsart): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JP, KE, KG, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.

(84) Bestimmungsstaaten (soweit nicht anders angegeben, für jede verfügbare regionale Schutzrechtsart): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), eurasisches (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), europäisches (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

Veröffentlicht:

— mit internationalem Recherchenbericht (Artikel 21 Absatz 3)



WO 2017/016582 A1

(54) Title: HIGH-STRENGTH STEEL HAVING A HIGH MINIMUM YIELD LIMIT AND METHOD FOR PRODUCING A STEEL OF THIS TYPE

(54) Bezeichnung : HOCHFESTER STAHL MIT HOHER MINDESTSTRECKGRENZE UND VERFAHREN ZUR HERSTELLUNG EINES SOLCHEN STAHL

(57) Abstract: The invention relates to a high-strength steel having a minimum yield limit of 1300 MPa, to a method for producing a steel of this type and to the use thereof.

(57) Zusammenfassung: Die Erfindung betrifft einen hochfesten Stahl, welcher eine Mindeststreckgrenze von 1.300 MPa aufweist, ein Verfahren zur Herstellung eines solchen Stahls sowie seine Verwendung.

---

## Hochfester Stahl mit hoher Mindeststreckgrenze und Verfahren zur Herstellung eines solchen Stahls

---

[0001] Die Erfindung betrifft einen hochfesten Stahl, welcher eine hohe Mindeststreckgrenze aufweist, ein Verfahren zur Herstellung eines solchen Stahls sowie seine Verwendung.

[0002] Im Bauwesen, im allgemeinen Maschinenbau, in der Elektrotechnik u.a. werden Stähle bzw. Legierungen verlangt, die sich durch eine besondere Kombination von mechanischen und korrosionschemischen Eigenschaften auszeichnen. Sie sollen oftmals gleichzeitig eine hohe Streckgrenze, eine gute Zähigkeit, eine hohe Ermüdungsfestigkeit, einen hohen Korrosionswiderstand und einen hohen Verschleißwiderstand aufweisen.

[0003] Im Kran- und Mobilkranbau werden derzeit üblicherweise Stähle mit einer Mindeststreckgrenze von bis zu 1.100 MPa eingesetzt. Die kontinuierliche Weiterentwicklung der hochfesten Feinkornbaustähle ermöglicht durch die stetige Erhöhung der Tragfähigkeit bei gleichzeitiger Verringerung des Betriebsgewichts eine Evolution im Mobilkranbau. Die Fortschritte in der Mobilkranbautechnik verlangen zunehmend die Bereitstellung von hochfesten Grobblechen mit einer Mindeststreckgrenze von 1.300 MPa.

[0004] Im Stand der Technik sind warmgewalzte Stahlbleche bekannt, welche durch eine gute Verarbeitbarkeit und eine hohe Zugfestigkeit gekennzeichnet sind. Selbst wenn die Zugfestigkeit einen bestimmten Wert übersteigt, beispielsweise 1.200 MPa, kann ein verzögerter Bruch des Stahlblechs verursacht werden. Ein solcher Bruch kann unter dem Einfluss einer Korrosionsreaktion, die im Laufe der Zeit an dem Stahlblech auftritt, durch in das Innere des Stahlblechs eindringenden Wasserstoff hervorgerufen werden. Folglich hat trotz seiner hohen Zugfestigkeit ein solches Stahlblech einen Defekt. Stahlbleche, welche eine hohe Streckgrenze von 1.300 MPa aufweisen, benötigen dementsprechend eine hohe Beständigkeit gegenüber einem verzögerten Bruch.

[0005] Stahlbleche mit einer hohen Zugfestigkeit bzw. einer hohen Mindeststreckgrenze weisen oft den Nachteil auf, dass sie aufgrund ihrer schlechten Verformbarkeit nur schwierig durch Kaltumformen zu verarbeiten sind. Darüber hinaus weisen Stahlblechen mit einer hohen Zugfestigkeit und einer hohen Mindeststreckgrenze oft schlechte Zähigkeitseigenschaften auf. Insbesondere bei tiefen Temperaturen von  $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$  oder darunter weisen

diese Stähle derart geringe Zähigkeitswerte auf, dass ein Einsatz für Baumaschinen, die bei tiefen Temperaturen hohen Zähigkeitsanforderungen genügen müssen, nicht möglich ist.

[0006] EP 2 267 177 A1 offenbart ein hochfestes Stahlblech, welches als Strukturelement in Industriemaschinen verwendet wird und welches einerseits eine ausgezeichnete Beständigkeit gegen einen verzögerten Bruch und andererseits ein gutes Schweißverhalten aufweist. Das erfindungsgemäße Stahlblech weist eine hohe Mindeststreckgrenze gleich oder höher als 1.300 MPa und eine Zugfestigkeit gleich oder höher als 1.400 MPa auf. Die Dicke des erfindungsgemäßen Stahlblechs ist gleich oder größer 4,5 mm und gleich oder kleiner als 25 mm.

[0007] Die Stähle, welche im Stand der Technik beschrieben werden, sind jedoch nicht in jeder Hinsicht zufriedenstellend und es besteht ein Bedarf an Stählen mit verbesserten Eigenschaften.

[0008] Es ist eine Aufgabe der Erfindung, einen hochfesten Stahl bereitzustellen, welcher eine hohe Mindeststreckgrenze, eine hohe Zugfestigkeit und gleichzeitig ein gutes Kaltumformverhalten und gute Zähigkeitseigenschaften bei niedrigen Temperaturen aufweist.

[0009] Diese Aufgabe wird durch den Gegenstand der Patentansprüche und der Beschreibung gelöst.

[0010] Ein erster Aspekt der Erfindung betrifft einen hochfesten Stahl, wobei der Stahl die folgende Zusammensetzung umfasst:

- |     |              |                           |
|-----|--------------|---------------------------|
| (a) | Kohlenstoff: | 0,23 bis 0,25 Gew.-%;     |
| (b) | Silizium:    | 0,15 bis 0,35 Gew.-%;     |
| (c) | Mangan:      | 0,85 bis 1,00 Gew.-%;     |
| (d) | Aluminium:   | 0,07 bis 0,10 Gew.-%;     |
| (e) | Chrom:       | 0,65 bis 0,75 Gew.-%;     |
| (f) | Niob:        | 0,02 bis 0,03 Gew.-%;     |
| (g) | Molybdän:    | 0,55 bis 0,65 Gew.-%;     |
| (h) | Vanadium:    | 0,035 bis 0,05 Gew.-%;    |
| (i) | Nickel:      | 1,10 bis 1,30 Gew.-%;     |
| (j) | Bor:         | 0,0020 bis 0,0035 Gew.-%; |
| (k) | Kalzium:     | 0,0007 bis 0,0030 Gew.-%; |

und wobei der Stahl ggf. weitere Elemente umfasst, wobei für den maximalen Gehalt der weiteren Elemente gilt:

- (l) Phosphor:  $\leq 0,012$  Gew.-% und/oder
- (m) Schwefel:  $\leq 0,003$  Gew.-% und/oder
- (n) Kupfer:  $\leq 0,10$  Gew.-% und/oder
- (o) Stickstoff:  $\leq 0,006$  Gew.-% und/oder
- (p) Titan:  $\leq 0,008$  Gew.-% und/oder
- (q) Zinn:  $\leq 0,03$  Gew.-% und/oder
- (r) Wasserstoff:  $\leq 2,00$  ppm und/oder
- (s) Arsen:  $\leq 0,01$  Gew.-% und/oder
- (t) Kobalt:  $\leq 0,01$  Gew.-%;

wobei der Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen umfasst und wobei

- (i) das Kohlenstoffäquivalent Pcm berechnet werden kann mit

$$P_{cm} = [C] + [Si]/30 + [Mn]/20 + [Cu]/20 + [Ni]/60 + [Cr]/20 + [Mo]/15 + [V]/10 + 5[B];$$

wobei [C], [Si], [Mn], [Cu], [Ni], [Cr], [Mo], [V], und [B] die Massenanteile der jeweiligen Elemente im hochfesten Stahl in Gew.-% sind und wobei für Pcm gilt:

$$0,38 \text{ Gew.-%} < P_{cm} \leq 0,44 \text{ Gew.-%}; \text{ und/oder}$$

- (ii) das Kohlenstoffäquivalent Ceq berechnet werden kann mit

$$C_{eq} = [C] + [Si]/24 + [Mn]/6 + [Ni]/40 + [Cr]/5 + [Mo]/4 + [V]/14;$$

wobei [C], [Si], [Mn], [Ni], [Cr], [Mo] und [V] die Massenanteile der jeweiligen Elemente im hochfesten Stahl in Gew.-% sind und wobei für Ceq gilt:

$$0,675 \leq C_{eq} \leq 0,78 \text{ Gew.-%}; \text{ und/oder}$$

- (iii) das Kohlenstoffäquivalent CET berechnet werden kann mit

$$CET = [C] + ([Mn] + [Mo])/10 + ([Cr] + [Cu])/20 + [Ni]/40$$

wobei [C], [Mn], [Cr], [Mo], [Cu] und [Ni] die Massenanteile der jeweiligen Elemente im hochfesten Stahl in Gew.-% sind und wobei für CET gilt:

$$0,43 \text{ Gew.-%} \leq CET \leq 0,49 \text{ Gew.-%}.$$

[0011] Unvermeidbare Verunreinigungen im Sinne der Erfindung umfassen beispielsweise Arsen, Kobalt und/oder Zinn.

[0012] Ein Fachmann erkennt, dass der erfindungsgemäße Stahl zusätzlich eines der Elemente (l) bis (t) umfassen kann. Bevorzugt liegt der Gehalt an Stickstoff im erfindungsgemäßen Stahl im Bereich von 0,001 bis 0,006 Gew.-%.

[0013] In einer bevorzugten Ausführungsform umfasst der erfindungsgemäße Stahl Kohlenstoff im Bereich von 0,23 bis 0,25 Gew.-%, Silizium im Bereich von 0,15 bis 0,35 Gew.-%, Mangan im Bereich von 0,85 bis 1,00 Gew.-%, Aluminium im Bereich von 0,07 bis 0,10 Gew.-%, Chrom im Bereich von 0,65 bis 0,75 Gew.-%, Niob im Bereich von 0,02 bis 0,03 Gew.-%, Molybdän im Bereich von 0,55 bis 0,65 Gew.-%, Vanadium im Bereich von 0,035 bis 0,05 Gew.-%, Nickel im Bereich von 1,10 bis 1,30 Gew.-%, Bor im Bereich von 0,0020 bis 0,0035 Gew.-%, Kalzium im Bereich von 0,0007 bis 0,0030 Gew.-% und Stickstoff im Bereich von 0,001 bis 0,006 Gew.-%.

[0014] In einer bevorzugten Ausführungsform liegt die Summe der Gehalte von Kohlenstoff und von Mangan in dem hochfesten Stahl im Bereich von 1,10 bis 1,24 Gew.-%, bevorzugter im Bereich von 1,11 bis 1,23 Gew.-%, im Bereich von 1,12 bis 1,22 Gew.-%, im Bereich von 1,13 bis 1,21 Gew.-% oder im Bereich von 1,14 bis 1,20 Gew.-%.

[0015] Der erfindungsgemäße hochfeste Stahl zeichnet sich bevorzugt durch eine hohe Mindeststreckgrenze  $R_{eH}$  bzw.  $R_{p0,2}$  aus. Die Mindeststreckgrenze bezeichnet diejenige Spannung, bis zu der der erfindungsgemäße Stahl bei einachsiger und momentfreier Zugbeanspruchung keine plastische Verformung zeigt. Bevorzugt beträgt die Mindeststreckgrenze des erfindungsgemäßen Stahls mindestens 1300 MPa, bevorzugter mindestens 1350 MPa, mindestens 1370 MPa, mindestens 1400 MPa, mindestens 1440 MPa, mindestens 1480 MPa oder mindestens 1500 MPa. Bevorzugt wird die Mindeststreckgrenze des erfindungsgemäßen hochfesten Stahls quer zur Walzrichtung bestimmt und gemäß DIN EN ISO 6892-1/Verfahren B bestimmt.

[0016] Weiterhin zeichnet sich der erfindungsgemäße Stahl bevorzugt durch eine hohe Zugfestigkeit  $R_m$  aus. Die Zugfestigkeit bezeichnet die maximale mechanische Zugspannung, die der Stahl aushält, bevor er bricht bzw. reißt. Bevorzugt beträgt die Zugfestigkeit  $R_m$  des erfindungsgemäßen Stahls mindestens 1400 MPa, bevorzugter mindestens 1480 MPa, mindestens 1500 MPa, mindestens 1550 MPa, mindestens 1580 MPa, mindestens 1600 MPa oder mindestens 1650 MPa. In einer anderen bevorzugten Ausführungsform liegt die Zugfestigkeit  $R_m$  des erfindungsgemäßen Stahls im Bereich von 1400 bis 1700 MPa. Bevorzugt wird die Zugfestigkeit des erfindungsgemäßen hochfesten Stahls quer zur Walzrichtung bestimmt und gemäß DIN EN ISO 6892-1/Verfahren B bestimmt.

[0017] Darüber hinaus zeichnet sich der erfindungsgemäße Stahl bevorzugt durch eine hohe Mindestbruchdehnung A aus. Die Mindestbruchdehnung A ist ein Materialkennwert, der die bleibende Verlängerung des Stahls nach einem Bruch angibt. Bevorzugt wird die Mindestbruchdehnung A gemäß DIN EN ISO 6892-1/Verfahren B bestimmt. Bevorzugt beträgt die Mindestbruchdehnung A des erfindungsgemäßen Stahls mindestens 8%, bevorzugter mindestens 9 %, mindestens 10%, mindestens 11%, mindestens 12 % oder mindestens 13 %.

[0018] Bevorzugt zeichnet sich der erfindungsgemäße Stahl durch gute Zähigkeitseigenschaften aus. Ein Kennzeichen für Zähigkeitseigenschaften eines Materials ist beispielsweise die Kerbschlagarbeit  $A_v$ . Die Kerbschlagarbeit  $A_v$  bezeichnet die bis zum vollständigen Bruch eines Werkstoffs aufgewendete Energie. Die Kerbschlagarbeit  $A_v$  des erfindungsgemäßen Stahls wird ermittelt gemäß einem Charpy-V-Test gemäß DIN EN ISO 148-1. Ist die Probe längs zur Walzrichtung ausgerichtet, liegt die Kerbschlagarbeit  $A_v$  bei einer Prüftemperatur von  $-40^\circ\text{C}$  bei mindestens 30 J. Ist die Probe quer zur Walzrichtung ausgerichtet, liegt die Kerbschlagarbeit  $A_v$  bei einer Prüftemperatur von  $-40^\circ\text{C}$  bei mindestens 27 J, bevorzugter bei mindestens 30 J, bei mindestens 40 J, bei mindestens 50 J, bei mindestens 60 J oder bei mindestens 70 J. Ist die Probe quer zur Walzrichtung ausgerichtet, liegt die Kerbschlagarbeit  $A_v$  bei einer Prüftemperatur von  $-60^\circ\text{C}$  bevorzugt bei mindestens 27 J, bevorzugter bei mindestens 30 J, bei mindestens 40 J, bei mindestens 50 J, bei mindestens 60 J oder bei mindestens 70 J.

[0019] Der erfindungsgemäße Stahl weist bevorzugt ein martensitisches Gefüge auf, das bevorzugt aus Martensit-Nadeln mit überwiegend gleichmäßig verteilten Nano-Karbidausscheidungen (Nb, Mo)C bzw. (Nb, Mo)C mit Spuren an Vanadium besteht. Weist der erfindungsgemäße Stahl solche Nano-Karbidausscheidungen auf, weisen diese bevorzugt einen mittleren Durchmesser im Bereich von 1 bis 10 nm auf, bevorzugter im Bereich von 2 bis 8 nm, im Bereich von 3 bis 8 nm oder im Bereich von 3,0 bis 5,0 nm. Besonders bevorzugt weisen die Nano-Karbidausscheidungen einen mittleren Durchmesser von 4 nm auf.

[0020] Es wurde überraschend gefunden, dass das bei dem erfindungsgemäßen Stahl eingestellte martensitische Gefüge in Kombination mit den überwiegend gleichmäßig verteilten Nano-Karbidausscheidungen zu sehr guten Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften bei gleichzeitig guten Umformeigenschaften führt. Entscheidend für das Einstellen des hervorragenden Eigenschaftsprofils des erfindungsgemäßen Stahls ist insbesondere die

spezielle Härtebehandlung, welche als einfaches oder mehrfaches Härten erfolgt, gefolgt von einem kurzzeitigen Anlassen in Kombination mit der Auswahl der chemischen Zusammensetzung des Materials.

[0021] Der Kohlenstoffgehalt von 0,23 bis 0,25 Gew.-% wird bevorzugt zum Härten des Stahls, insbesondere zum Einstellen eines martensitischen Gefüges mit entsprechenden Festigkeitseigenschaften benötigt. Die Härte bzw. die Festigkeit des Martensits steigt mit zunehmendem Kohlenstoff-Gehalt an. Um die gewünschten Festigkeitseigenschaften zu erreichen, ist ein Kohlenstoff-Gehalt von mindestens 0,23 Gew.-% erforderlich. Der Kohlenstoff-Gehalt des Stahls ist auf höchstens 0,25 Gew.-% begrenzt, da höhere Kohlenstoff-Gehalte das Verarbeitungsverhalten hinsichtlich des Schweißverhaltens und der Kaltumformbarkeit negativ beeinflussen würden.

[0022] Silizium wird bevorzugt einerseits bei der Erzeugung des Stahls als Desoxidationsmittel eingesetzt. Andererseits trägt das Element bevorzugt zur Steigerung der Festigkeitseigenschaften bei. Des Weiteren ist Silizium neben Kohlenstoff, Mangan, Chrom, Molybdän, Nickel und Vanadium ein Element, das bevorzugt einen direkten Einfluss auf die Ac3-Umwandlungstemperatur ausübt. Eine Umwandlungstemperatur bezeichnet eine Temperatur, bei der ein Werkstoff eine Phasenänderung erfährt oder diejenige Temperatur, bei der eine Umwandlung beginnt oder endet, wenn die Umwandlung in einem Temperaturintervall abläuft. Bei Stählen ist u.a. die Ac3-Temperatur von besonderer Bedeutung. Sie bezeichnet diejenige Temperatur, bei der die Umwandlung von Ferrit in Austenit bei einem Wärmeprozess endet. Austenit ist dabei die Bezeichnung für die kubisch-flächenzentrierte Modifikation des reinen Eisens und seiner Mischkristalle. Zur Erreichung der geforderten Festigkeitseigenschaften sind für den erfindungsgemäßen Stahl mindestens 0,15 Gew.-% Silizium erforderlich. Wird dem Stahl zu viel Silizium hinzugegeben, hat dies einen negativen Einfluss auf das Schweißverhalten, das Verformungsvermögen und die Zähigkeitseigenschaften. Der Siliziumgehalt des erfindungsgemäßen Stahls beträgt höchstens 0,35 Gew.-%, da bis zu diesem Silizium-Gehalt bevorzugt noch etwas günstigere Zähigkeitseigenschaften sowie Schweißigenschaften eingestellt werden können.

[0023] Mangan wird in Feinkornbaustählen bevorzugt als kostengünstiges Legierungselement zur Verbesserung der mechanisch-technologischen Werkstoffeigenschaften eingesetzt. Für den erfindungsgemäßen Stahl wird zum Erreichen des geforderten Streckgrenzen- und Festigkeitsniveaus ein Mindestgehalt von 0,85 Gew.-% Mangan benötigt. Höhere Mangan-Gehalte > 1,0 Gew.-% können zu einer ungünstigeren Martensitstruktur führen, die einen groben Plattenmartensit aufweisen kann, welcher sich negativ auf

die Zähigkeitseigenschaften und das Kaltumformverhalten des Stahls auswirkt. Darüber hinaus wird durch die Zugabe höherer Mangan-Gehalte das Kohlenstoffäquivalent CET erhöht, was wiederum das Schweißverhalten und das Umformverhalten des Stahls negativ beeinflusst. Ferner führen höhere Mangan-Gehalte zu einem ungünstigen Seigerungsverhalten. Als Seigerung werden Entmischungen einer Schmelze bezeichnet, die unmittelbar zu einer örtlichen Zu- oder auch Abnahme von bestimmten Elementen innerhalb eines Mischkristalls führen können. Zur Einstellung eines feinstrukturierten martensitischen Gefüges mit guten Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften wird daher vorzugsweise die obere Grenze des Mangan-Gehalts auf 1,0 Gew.-% begrenzt.

[0024] Ein wesentliches Unterscheidungsmerkmal hinsichtlich der chemischen Zusammensetzung des erfindungsgemäßen Stahls im Vergleich zu dem in EP 2 267 177 A1 beschriebenen Stahl ist, dass zum Einstellen eines martensitischen Härtingsgefüges mit guten Zähigkeits- und Festigkeitseigenschaften bevorzugt ein höherer Kohlenstoffgehalt im Bereich von 0,23 bis 0,25 Gew.-% und ein niedriger Mangangehalt im Bereich von 0,85 bis 1,0 Gew.-% eingestellt werden muss. Wie bereits beschrieben wird zum Einstellen eines rein martensitischen Gefüges mit entsprechenden Festigkeitseigenschaften bevorzugt ein Kohlenstoffgehalt im Bereich von 0,23 bis 0,25 Gew.-% in Verbindung mit einem abgestimmten Mangangehalt benötigt. Um die Ausbildung einer ungünstigeren und insbesondere stark zähigkeitsmindernden Gefügestruktur mit grobem Plattenmartensit zu verhindern, sind bevorzugt bei Kohlenstoffgehalten im Bereich von 0,23 bis 0,25 Gew.-% abgestimmte Mangangehalte im Bereich von 0,85 bis 1,0 Gew.-% zu berücksichtigen. Die angepasste Kombination der Elemente Mangan und Kohlenstoff ergibt ein optimal eingestelltes Gefüge mit sehr guten Zähigkeits- und Festigkeitseigenschaften. Erfindungsgemäß beträgt deshalb die Summe der Gehalte von Kohlenstoff und Mangan mindestens 1,08 Gew.-% und höchstens 1,25 Gew.-%. Zum Einstellen eines hochfesten Gefüges mit besonders guten Zähigkeitseigenschaften bei niedrigen Temperaturen von zum Beispiel  $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$  ist die Einhaltung der Bedingung, dass die Summe der Gehalte von Kohlenstoff und Mangan kleiner oder gleich 1,17 Gew.-% beträgt, besonders bevorzugt.

[0025] Der Eisenbegleiter Phosphor wirkt sehr stark zähigkeitsmindernd und zählt in Bau- bzw. Feinkornbaustählen zu den unerwünschten Begleitelementen. Darüber hinaus kann Phosphor beim Erstarren der Schmelze zu starken Seigerungen führen. Das Element Phosphor wird daher in dem erfindungsgemäßen Stahl auf  $\leq 0,012$  Gew.-%, bevorzugt auf  $\leq 0,010$  Gew.-%, besonders bevorzugt auf  $\leq 0,008$  Gew.-%, auf  $\leq 0,006$  Gew.-% oder auf  $\leq 0,004$  Gew.-% begrenzt.



[0026] Schwefel ist ein unerwünschtes Begleitelement, das die Kerbschlagzähigkeit und die Umformbarkeit bzw. das Kaltumformverhalten verschlechtert. Bei unbehandelten Stählen liegt der Schwefel nach der Erstarrung in Form von Mangansulfid-Einschlüssen vor, die beim Auswalzen zu Grobblechen parallel zur bzw. zeilenförmig in Walzrichtung gestreckt werden und sich sehr ungünstig auf die Werkstoffeigenschaften, insbesondere auf die Isotropie des Werkstoffs auswirken (Zähigkeitseigenschaften quer zur Walzrichtung). Der Schwefel-Gehalt des erfindungsgemäßen Stahls wird daher bevorzugt auf  $\leq 0,003$  Gew.-% begrenzt und wird bevorzugt durch eine gezielte Kalzium-Behandlung reduziert. Die Kalzium-Behandlung wird darüber hinaus bevorzugt zur gezielten Beeinflussung der Sulfidform (Kugelform) genutzt.

[0027] Aluminium wird in dem erfindungsgemäßen Stahl in Gehalten im Bereich von 0,07-0,10 Gew.-% bevorzugt sowohl als Desoxidationsmittel als auch als Mikrolegierungselement verwendet. Als Desoxidationsmittel trägt es bevorzugt dazu bei, den im Stahl vorhandenen Stickstoff abzubinden, so dass das bevorzugt in Gehalten von 0,0020-0,0035 Gew.-% vorhandene Bor seine festigkeitssteigernde Wirkung entfalten kann. Darüber hinaus wird Aluminium bevorzugt als Mikrolegierungselement zur Kornfeinung eingesetzt. Von allen Elementen, die zur gezielten Beeinflussung der Austenitkorngröße dem Stahl zugesetzt werden, ist Aluminium am wirksamsten. Eine feine Dispersion von  $AlN$ -Partikeln hemmt bevorzugt wirksam das Austenitkornwachstum. Des Weiteren erhöht Aluminium bevorzugt die Alterungsbeständigkeit des Stahls und verringert Lunker und Seigerungen. Als Lunker wird ein bei der Erstarrung gegossener Teile entstandener Hohlraum bezeichnet. Der Aluminiumgehalt beträgt mindestens 0,07 Gew.-%, um die gewünschte Feinkörnigkeit im Stahl einzustellen. Darüber hinaus wirkt sich dieser Aluminium-Gehalt positiv auf die Zähigkeitseigenschaften und das Kaltumformverhalten des Stahls aus. Der Aluminiumgehalt beträgt höchstens 0,1 Gew.-%, da Aluminiumgehalte oberhalb 0,1 Gew.-% zu freiem Aluminium führen können, wodurch die Gefahr der Bildung von unerwünschtem Aluminiumoxid ansteigt.

[0028] Chrom in Gehalten von 0,65-0,75 Gew.-% verbessert bevorzugt die Härbarkeit des Austenits. Durch die karbidbildende Wirkung unterstützt Chrom bevorzugt die Festigkeitseigenschaften des Stahls. Aus diesem Grund sind mindestens 0,65 Gew.-% Chrom erforderlich. Darüber hinaus wirkt sich eine Zugabe des Elements Chrom positiv auf die Durchhärbarkeit von Stählen aus und erhöht somit auch die Verschleißbeständigkeit. Die Zugabe höherer Chrom-Gehalte verringert die Zähigkeitseigenschaften und beeinträchtigt durch die Erhöhung des Kohlenstoffäquivalentes CET negativ das Schweißverhalten. Daher ist erfindungsgemäß die obere Grenze des Bereichs der Chrom-Gehalte auf 0,75 Gew.-% begrenzt.

[0029] Kupfer zählt zu den unerwünschten Begleitelementen. Bevorzugt ist der Gehalt an Kupfer auf  $\leq 0,1$  Gew.-% begrenzt.

[0030] Niob dient in Gehalten von 0,02-0,03 Gew.-% bevorzugt zur Stickstoff-Abbindung. Darüber hinaus ist Niob in dem erfindungsgemäßen Stahl bevorzugt zur Unterstützung der Austenitkornfeinung vorhanden; die fein verteilten Niobcarbonitride im Austenit behindern das Kornwachstum effektiv und haben so einen positiven Effekt auf die Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften des Stahls. Der Niob-Gehalt des erfindungsgemäßen Stahls ist auf höchstens 0,03 Gew.-% begrenzt, um die Bildung des zähigkeitsschädlichen Niobcarbids zu vermeiden. Niob ist bevorzugt ab Gehalten oberhalb 0,02 Gew.-% wirksam. Studien zum Einsatz von Niob in wassergehärteten und angelassenen Stählen ergaben, dass der positive Einfluss von Niob auf die mechanischen Eigenschaften in Gehalten von 0,02-0,03 Gew.-% erzielt werden kann. Es ist bekannt, dass Niob in Gehalten von 0,02-0,03 Gew.-% in wassergehärteten und angelassenen Stählen durch seine kornfeinende Wirkung einen positiven Einfluss auf die Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften hat. Darüber hinaus trägt Niob in mikrolegierten Bor-Stählen zur Verbesserung des Reinheitsgrades bei und wirkt sich positiv auf die Zähigkeitseigenschaften in der Schweißnaht aus.

[0031] Molybdän wird dem erfindungsgemäßen Stahl in Gehalten von 0,55-0,65 Gew.-% bevorzugt zur Erhöhung der Festigkeit und Verbesserung der Durchhärbarkeit zulegiert. Hierzu ist ein Molybdän-Gehalt von mindestens 0,55 Gew.-% erforderlich. Darüber hinaus verbessert Molybdän bevorzugt die Anlassbeständigkeit des Stahls und wirkt positiv auf Warmfestigkeits- und Zähigkeitseigenschaften. In wasservergüteten Feinkornbaustählen wird Molybdän bevorzugt als Karbidbildner zur Erhöhung der Streckgrenze und Zähigkeit in Gehalten bis höchstens 0,7 Gew.-% eingesetzt. Höhere Molybdän-Gehalte erhöhen das Kohlenstoffäquivalent CET und wirken sich negativ auf das Schweißverhalten aus. Für ein optimales Schweißverhalten ist daher der Molybdän-Gehalt des erfindungsgemäßen Stahls auf höchstens 0,65 Gew.-% begrenzt.

[0032] Der Eisenbegleiter Stickstoff schädigt in atomarer Form die mechanischen Eigenschaften der Stähle. Daher ist der Stickstoffgehalt des erfindungsgemäßen Stahls für die Schmelzanalyse bevorzugt auf  $\leq 0,006$  Gew.-% begrenzt. Bevorzugt liegt der Gehalt an Stickstoff im erfindungsgemäßen Stahl im Bereich von 0,001 bis 0,006 Gew.-%. Durch die Zugabe von Aluminium wird der in der Schmelze des erfindungsgemäßen Stahls vorhandene Stickstoff bevorzugt zu schwerlöslichen Nitriden (AlN) abgebunden.

[0033] Bevorzugt ist der Gehalt an Titan in dem erfindungsgemäßen Stahl auf  $\leq 0,008$  Gew.-% begrenzt.

[0034] Vanadium wird dem erfindungsgemäßen Stahl in Gehalten von 0,035-0,05 Gew.-% bevorzugt zur Kornfeinung und zur Erhöhung des Streckgrenzen- und Festigkeitsniveaus hinzugegeben. Ausscheidungen von Vanadiumcarbonitriden haben darüber hinaus neben der kornfeinenden auch eine stark ausscheidungshärtende Wirkung. Da höhere Vanadium-Gehalte die Zähigkeitseigenschaften mindern, beträgt der Vanadium-Gehalt des erfindungsgemäßen Stahls höchstens 0,05 Gew.-%.

[0035] Die Zugabe von Nickel in Gehalten von 1,10-1,30 Gew.-% ist bevorzugt zum Erreichen des Festigkeits- und Streckgrenzenniveaus erforderlich. Darüber hinaus erhöht Nickel bevorzugt die Durchhärbarkeit und Durchvergütung. Höhere Nickel-Gehalte wirken sich nur geringfügig auf die Festigkeitseigenschaften des Stahls aus, hingegen führen diese zu einer Verbesserung der Zähigkeitseigenschaften. Zur Einstellung der geforderten Zähigkeitseigenschaften des Stahls bis  $-60^{\circ}\text{C}$  ist daher ein Mindestgehalt  $\geq 1,10$  Gew.-% an Nickel erforderlich. Höhere Nickel-Gehalte erhöhen das Kohlenstoffäquivalent CET und wirken sich negativ auf das Schweißverhalten aus. Daher beträgt der Nickelgehalt des erfindungsgemäßen Stahls höchstens 1,30 Gew.-%.

[0036] Bevorzugt verzögert das Mikrolegierungselement Bor in atomarer Form die Gefügeumwandlung zu Ferrit und/oder Bainit und verbessert die Härbarkeit und Festigkeit von Feinkornbaustählen. Diese Wirkungsweise von Bor kann jedoch nur genutzt werden, wenn der Stickstoff durch starke Nitridbildner stabil abgebunden wird. Zur Steigerung der Härbarkeit und Festigkeit wird dem erfindungsgemäßen Stahl ein Borgehalt im Bereich von 0,0020-0,0035 Gew.-% zulegiert. Die Stickstoffabbindung erfolgt bevorzugt über die Elemente Aluminium und Niob. Der Bor-Gehalt des erfindungsgemäßen Stahls ist auf höchstens 0,0035 Gew.-% begrenzt, da die festigkeitssteigernde Wirkung mit steigendem Bor-Gehalt zunächst zunimmt und oberhalb eines Maximums wieder abfällt.

[0037] Zinn zählt zu den unerwünschten Begleitelementen. Bevorzugt ist der Gehalt an Zinn im erfindungsgemäßen Stahl  $\leq 0,03$  Gew.-%.

[0038] Das Element Wasserstoff wird bevorzugt mittels Vakuumbehandlung bevorzugt auf Gehalte  $\leq 2,0$  ppm reduziert.

[0039] Arsen zählt zu den unerwünschten Begleitelementen und sein Gehalt im erfindungsgemäßen Stahl ist daher bevorzugt  $\leq 0,01$  Gew.-%.

[0040] Kalzium wird der Schmelze bevorzugt als Entschwefelungsmittel und zur gezielten Sulfidformbeeinflussung hinzugegeben, was bevorzugt zu einer veränderten Plastizität der Sulfide bei der Warmumformung führt. Darüber hinaus wird durch die Kalzium-Zugabe bevorzugt auch das Kaltumformverhalten des erfindungsgemäßen Stahls wesentlich verbessert. Der Kalzium-Gehalt des erfindungsgemäßen Stahlflächprodukts ist daher bevorzugt 0,0007-0,0030 Gew.-%.

[0041] Kobalt zählt zu den herstellungsbedingt unvermeidbaren Begleitelementen im Stahl. Sein Gehalt im erfindungsgemäßen Stahl ist bevorzugt  $\leq 0,01$  Gew.-%.

[0042] Das Schweißverhalten eines Stahls kann anhand verschiedener Kohlenstoff-äquivalente beschrieben werden. Das Kohlenstoffäquivalent ist in der Werkstoffkunde ein Maß zur Beurteilung der Schweißbarkeit von Stählen. Der Kohlenstoffgehalt und eine Vielzahl anderer Legierungselemente im Stahl beeinflussen dabei sein Verhalten. Zur Beurteilung der Schweißbarkeit ist deshalb im Kohlenstoffäquivalent der Kohlenstoffgehalt und der gewichtete Anteil der Elemente, welche die Schweißbarkeit des Stahls ähnlich beeinflussen, wie es vom Kohlenstoff zu erwarten wäre, zu einem Zahlenwert zusammengefasst. Dabei impliziert ein niedriger Wert des Kohlenstoffäquivalents eine gute Schweißbarkeit. Höhere Werte erfordern, abhängig von der Verarbeitungsdicke, das Vorwärmen des Materials. Das Werkstück kann nur mit erhöhtem Aufwand geschweißt werden, da es durch Martensitbildung zu Kalt- bzw. Härterissen kommen kann. Für die Berechnung des Kohlenstoffäquivalents gibt es dabei kein allgemein gültiges Verfahren. Ein mögliches Kohlenstoffäquivalent stellt das Pcm nach Ito & Bessyo dar.

[0043] In einer bevorzugten Ausführungsform weist der Stahl eine Austenitkorngroße von  $> 11$  gemäß DIN EN ISO 643 auf.

[0044] In einer bevorzugten Ausführungsform kann das Kohlenstoffäquivalent Pcm des erfindungsgemäßen Stahls berechnet werden mit

$$P_{cm} = [C] + [Si]/30 + [Mn]/20 + [Cu]/20 + [Ni]/60 + [Cr]/20 + [Mo]/15 + [V]/10 + 5[B];$$

wobei [C], [Si], [Mn], [Cu], [Ni], [Cr], [Mo], [V], und [B] die Massenanteile der jeweiligen Elemente im hochfesten Stahl in Gew.-% sind und wobei für Pcm gilt:

$$0,38 \text{ Gew.-%} < P_{cm} \leq 0,44 \text{ Gew.-%}, \text{ bevorzugter } 0,38 \% < P_{cm} \leq 0,41 \text{ \%}.$$

[0045] Ein weiteres Kohlenstoffäquivalent ist das  $C_{eq}$  nach Kihara. In einer bevorzugten Ausführungsform kann das  $C_{eq}$  des hochfesten Stahls berechnet werden mit

$$C_{eq} = [C] + [Si]/24 + [Mn]/6 + [Ni]/40 + [Cr]/5 + [Mo]/4 + [V]/14;$$

wobei [C], [Si], [Mn], [Ni], [Cr], [Mo] und [V] die Massenanteile der jeweiligen Elemente im hochfesten Stahl in Gew.-% sind und wobei für  $C_{eq}$  gilt:

$$0,675 \text{ Gew.-%} \leq C_{eq} \leq 0,78 \text{ Gew.-%}, \text{ bevorzugter } 0,69 \text{ Gew.-%} \leq C_{eq} \leq 0,72 \text{ Gew.-%}.$$

[0046] Der erfindungsgemäße Stahl lässt sich gut schweißen. Eine Grundvoraussetzung für das Schweißen von hochfesten Feinkornbaustählen ist, dass die Schweißverbindungen rissfrei sind. Ob ein Stahl oder Schweißgut kaltrissempfindlich sind, kann durch die Berechnung des Kohlenstoffäquivalentes CET abgeschätzt werden. Neben dem Kohlenstoff begünstigen bevorzugt die Elemente Mangan, Chrom, Molybdän, Vanadium, Kupfer und Nickel das Kaltrissverhalten.

[0047] In einer bevorzugten Ausführungsform kann das CET berechnet werden mit

$$CET = [C] + ([Mn] + [Mo])/10 + ([Cr] + [Cu])/20 + [Ni]/40$$

wobei [C], [Mn], [Cr], [Mo], [Cu] und [Ni] die Massenanteile der jeweiligen Elemente im hochfesten Stahl in Gew.-% sind und wobei für CET gilt:

$$0,43 \text{ Gew.-%} \leq CET \leq 0,49 \text{ Gew.-%}, \text{ bevorzugter } 0,44 \text{ Gew.-%} \leq CET \leq 0,46 \text{ Gew.-%}.$$

[0048] Bei höherlegierten Stählen wird das Vorwärmen als wirksame Gegenmaßnahme zur Vermeidung von Kaltrissen eingesetzt, wobei beim Schweißen die Abkühlung des Nahtbereichs bevorzugt während und/oder nach dem Schweißen verzögert wird. In einer bevorzugten Ausführungsform kann die für das Schweißen des hochfesten Stahls erforderliche Mindestvorwärmtemperatur berechnet werden mit

$$T_p(^\circ\text{C}) = 700 \text{ CET} + 160 \tanh(d/35) + 62 \text{ HD}^{0,35} + (53 \text{ CET} - 32)Q - 330,$$

wobei  $d$  die zu schweißende Blechdicke in mm, HD der Wasserstoffgehalt des Schweißguts in  $\text{cm}^3/100\text{g}$  und  $Q$  die Wärmeeinbringung beim Schweißen in  $\text{kJ/mm}$  sind,

und wobei  $T_p$  höchstens  $220^\circ\text{C}$  betragen sollte.

[0049] Bevorzugt kann durch Vorwärmen des Nahtbereichs einer Martensitbildung im Nahtbereich, die zu einer Aufhärtung führt, gezielt entgegengewirkt werden. Zu beachten ist jedoch, dass die maximal vom Stahlhersteller vorgegebene Vorwärmtemperatur bzw. die Anlasstemperatur des Stahls nicht überschritten wird.

[0050] Bevorzugt wird der erfindungsgemäße Stahl im Bauwesen, im allgemeinen Maschinenbau und/oder in der Elektrotechnik verwendet. Besonders bevorzugt wird der erfindungsgemäße Stahl im Kran- und Mobilkranbau verwendet.

[0051] Ein weiterer Aspekt der Erfindung betrifft ein Verfahren zum Herstellen eines Stahlflachprodukts, wobei das Verfahren die folgenden Schritte umfasst:

(a) Erzeugen einer Stahlschmelze, die neben Eisen die folgenden Elemente umfasst:

Kohlenstoff:	0,23 - 0,25 Gew.-%;
Silizium:	0,15 - 0,35 Gew.-%;
Mangan:	0,85 - 1,00 Gew.-%;
Aluminium:	0,07 - 0,10 Gew.-%;
Chrom:	0,65 - 0,75 Gew.-%;
Niob:	0,02 - 0,03 Gew.-%;
Molybdän:	0,55 - 0,65 Gew.-%;
Vanadium:	0,035 - 0,05 Gew.-%;
Nickel:	1,10 - 1,30 Gew.-%;
Bor:	0,0020 - 0,0035 Gew.-%;
Kalzium:	0,0007 - 0,0030 Gew.-%;

sowie ggf. weitere Elemente, wobei für den maximalen Gehalt der weiteren Elemente gilt:

Phosphor:	$\leq 0,012$ Gew.-%; und/oder
Schwefel:	$\leq 0,003$ Gew.-%; und/oder
Kupfer:	$\leq 0,10$ Gew.-%; und/oder
Stickstoff:	$\leq 0,006$ Gew.-%; und/oder
Titan:	$\leq 0,008$ Gew.-%; und/oder
Zinn:	$\leq 0,03$ Gew.-%; und/oder
Wasserstoff:	$\leq 2,00$ ppm; und/oder
Arsen:	$\leq 0,01$ Gew.-%; und/oder
Kobalt:	$\leq 0,01$ Gew.-%

- (b) Reduktion des Wasserstoffgehaltes durch eine Vakuumbehandlung der Stahlschmelze;
- (c) Vergießen der Stahlschmelze zu einer Bramme;
- (d) Erwärmen der gebildeten Bramme auf eine Temperatur im Bereich von 1100 °C bis 1250 °C;
- (e) Entzundern der Bramme;

- (f) Warmwalzen der Bramme zu einem Stahlflachprodukt;
- (g) ggf. Aufhaspeln des Stahlflachprodukts, wobei die Haspeltemperatur mindestens 800°C beträgt;

wobei beim Warmwalzen der Bramme zu einem Stahlflachprodukt die Walzanfangstemperatur im Bereich von 1050°C bis 1250°C und die Endwalztemperatur  $\geq 880^\circ\text{C}$  beträgt und wobei für das Pcm gilt:  $0,38 \text{ Gew.}\% < \text{Pcm} \leq 0,44 \text{ Gew.}\%$ .

[0052] Alle bevorzugten Ausführungsformen, welche vorstehend im Zusammenhang mit dem erfindungsgemäßen hochfesten Stahl beschrieben wurden, gelten analog auch für das erfindungsgemäße Verfahren und werden daher nicht wiederholt.

[0053] Ein Fachmann erkennt, dass die erfindungsgemäße Stahlschmelze zusätzlich eines der Elemente Phosphor, Schwefel, Kupfer, Stickstoff, Titan, Zinn, Wasserstoff, Arsen bzw. Kobalt umfassen kann. Bevorzugt liegt der Gehalt an Stickstoff im erfindungsgemäßen Stahl im Bereich von 0,001 bis 0,006 Gew.-%.

[0054] In einer bevorzugten Ausführungsform umfasst die erfindungsgemäße Stahlschmelze Kohlenstoff im Bereich von 0,23 bis 0,25 Gew.-%, Silizium im Bereich von 0,15 bis 0,35 Gew.-%, Mangan im Bereich von 0,85 bis 1,00 Gew.-%, Aluminium im Bereich von 0,07 bis 0,10 Gew.-%, Chrom im Bereich von 0,65 bis 0,75 Gew.-%, Niob im Bereich von 0,02 bis 0,03 Gew.-%, Molybdän im Bereich von 0,55 bis 0,65 Gew.-%, Vanadium im Bereich von 0,035 bis 0,05 Gew.-%, Nickel im Bereich von 1,10 bis 1,30 Gew.-%, Bor im Bereich von 0,0020 bis 0,0035 Gew.-%, Kalzium im Bereich von 0,0007 bis 0,0030 Gew.-% und Stickstoff im Bereich von 0,001 bis 0,006 Gew.-%.

[0055] Bevorzugt wird die Stahlschmelze in einem Konverterstahlwerk erzeugt. In Schritt (b) des erfindungsgemäßen Verfahrens wird die Stahlschmelze einer Vakuumbehandlung zur Reduktion des Wasserstoffgehaltes bevorzugt  $\leq 2,00 \text{ ppm}$  unterzogen.

[0056] Während der Herstellung von Stahl kann aufgrund der Erstarrung oder des Walzens ein Gefüge mit gerichteten Eigenschaften entstehen. Für einen gewalzten Grundwerkstoff ergibt sich dann im Kerbschlagbiegeversuch ein von Probenlage und Prüfrichtung abhängiges Verhalten. Diese Anisotropie wird vor allem durch gestreckte Mangansulfide verursacht. Während im Bereich des Spaltbruchs ihr Einfluss gering ist und auch die Übergangstemperatur nur wenig beeinflusst wird, zeigt sich im Bereich des duktilen Bruchs ein deutlicher Einfluss. Eine Verbesserung der Isotropie der Zähigkeitseigenschaften erhält

man durch Absenkung des Schwefelgehaltes und/oder Abbindung des Schwefels zu Sulfiden mit höheren Schmelzpunkten und entsprechend größerer Formänderungsfestigkeit. Eine solche Sulfidformbeeinflussung kann beispielsweise durch Behandlung mit Cer, Titan oder Zirkon erfolgen.

[0057] Bevorzugt erfolgt die Entschwefelung und die gezielte Kalzium-Behandlung zur Sulfidformbeeinflussung zur Verringerung der Werkstoffanisotropie durch eine Kalzium-Behandlung der Stahlschmelze mit Kalzium-Gehalten im Bereich von 0,0007 bis 0,0030 Gew.-%.

[0058] In Schritt (c) des erfindungsgemäßen Verfahrens wird die Stahlschmelze zu einer Bramme auf einer Stranggießanlage vergossen. Beim Stranggießen erstarrt der kontinuierlich gegossene Strang über die Bildung einer festen Strangschale, um anschließend in Richtung Strangmitte zu erstarren. Hierbei kann es an der Erstarrungsfront zu Anreicherungen von Legierungselementen kommen. Diese können im durcherstarrten Strang Kernseigerungen verursachen. Seigerungen sind Entmischungen einer Schmelze, die unmittelbar zu einer örtlichen Zu- oder auch Abnahme von bestimmten Elementen innerhalb des Mischkristalls führen können. Sie entstehen beim Übergang der Schmelze in den festen Zustand. Die Kernseigerungen können zu Inhomogenitäten und ungleichmäßigen Eigenschaften über dem Strangquerschnitt führen. Zur positiven Beeinflussung der Seigerungszone in der Bramme wird bevorzugt das Verfahren der Softreduction angewandt. Dabei wird der noch nicht vollständig durcherstarrte Strang und damit auch der noch flüssige Kern geringfügig verwalzt.

[0059] In Schritt (d) des erfindungsgemäßen Verfahrens wird die in Schritt (c) gebildete Bramme bevorzugt auf eine Temperatur im Bereich von 1100°C bis 1250°C erwärmt, bevorzugter im Bereich von 1200°C bis 1250°C. Bevorzugt liegt die Aufheizrate dabei im Bereich von 1 bis 4 K/min.

[0060] In Schritt (e) wird die Bramme bevorzugt entzündert. Bevorzugt wird die Bramme mit einem Hochdruckbrammenwascher entzündert.

[0061] Beim Entzündern wird die auf der Oberfläche von Stahl bei hohen Temperaturen gebildete, bevorzugt aus Eisenoxiden bestehende Zunderschicht entfernt. Das Entzündern kann nach üblichen, dem Fachmann bekannten Methoden wie beispielsweise durch Beizen, Bürsten, Strahlen, Biegeentzündern oder Flammstrahlen erfolgen. Bevorzugt erfolgt das Entzündern mit Wasser bei einem Druck im Bereich von 150 bis 300 bar.



[0062] In Schritt (f) des erfindungsgemäßen Verfahrens erfolgt bevorzugt das Warmwalzen der Bramme zu einem Stahlflachprodukt. Bevorzugt liegt die Walzanfangstemperatur im Bereich von 1050 °C bis 1200 °C. Die Endwalztemperatur beträgt bevorzugt  $\geq 880$  °C und kleiner 1000 °C. Bevorzugt wird in jedem Walzstich eine Stichabnahme  $e$  von  $\geq 10$  % erzielt. Bevorzugt liegt die Stichabnahme  $e$  für jeden Walzstich im Bereich von 10 bis 50 %. Die Stichabnahme  $e$  ergibt sich für jeden Walzstich gemäß der folgenden Beziehung:

$$e = (hE - hA) / hE * 100 \%$$

wobei  $hE$  die Dicke des Walzguts beim Einlauf in das Walzgerüst, das heißt vor Beginn des jeweiligen Walzstichs, in mm ist und  $hA$  die Dicke des Walzguts nach dem Auslauf aus dem Walzgerüst, das heißt nach dem jeweiligen Walzstich, in mm ist.

[0063] Bevorzugt wird eine Gesamtumformung  $ev$  von 80 bis 98 % erzielt. Die Gesamtumformung  $ev$  ergibt sich gemäß der folgenden Beziehung:

$$ev = (h0 - h1) / h0 * 100 \%$$

wobei  $h0$  die Dicke des Walzguts vor dem Beginn des gesamten Walzvorgangs, das heißt vor dem ersten Walzstich, in mm ist und  $h1$  die Dicke des Walzguts nach dem gesamten Walzvorgang, das heißt nach dem letzten Walzstich, in mm ist.

[0064] Bevorzugt erfolgt das Warmwalzen der Bramme zu einem Stahlflachprodukt reversierend auf einer Grobblechstraße bevorzugt mit einem Duo- oder Quartowalzgerüst und einer ggf. anschließenden Fertigstraße mit mehreren Walzgerüsten oder über ein Warmbandwerk, bestehend aus einem Vorwalzgerüst und einer Fertigstraße mit bis zu sieben Walzgerüsten.

[0065] In einer bevorzugten Ausführungsform wird das erfindungsgemäße Stahlflachprodukt unmittelbar nach dem Warmwalzen aus der Walzhitze heraus mindestens einer Härtebehandlung unterzogen, wobei die Härtebehandlung ein schnelles Abschrecken des Stahlflachprodukts auf eine unterhalb von 200 °C liegende Temperatur umfasst, wobei die Abkühlgeschwindigkeit mindestens 25 K/s beträgt. Wird das Stahlflachprodukt unmittelbar nach dem Warmwalzen aus der Walzhitze heraus einer Härtebehandlung unterzogen, wird das Stahlflachprodukt insbesondere ohne weiteres Erwärmen der Härtebehandlung

unterzogen. Bevorzugt hat dann das Stahlflachprodukt nach dem Warmwalzen eine Endwalztemperatur von mindestens 860 °C.

[0066] In einer anderen bevorzugten Ausführungsform wird das Stahlflachprodukt nach dem Warmwalzen mindestens einer Härtebehandlung unterzogen, wobei die Härtebehandlung die folgenden Schritte umfasst:

- (i) Erwärmen des Stahlflachprodukts auf eine Austenitisierungstemperatur, welche mindestens 40 K oberhalb der Ac3-Temperatur des erfindungsgemäßen Stahls liegt, wobei die Ac3-Temperatur berechnet werden kann mit

$$\text{Ac3 [}^\circ\text{C]} = 902 - 255 \cdot [\text{C}] + 19 \cdot [\text{Si}] - 11 \cdot [\text{Mn}] - 5 \cdot [\text{Cr}] + 13 \cdot [\text{Mo}] - 20 \cdot [\text{Ni}] + 55 \cdot [\text{V}];$$

wobei [C], [Si], [Mn], [Cr], [Mo], [Ni] und [V] die Massenanteile der jeweiligen Elemente im hochfesten Stahl in Gew.-% sind; und

- (ii) schnelles Abschrecken des Stahlflachprodukts, so dass die Abkühlgeschwindigkeit mindestens 25K/s beträgt, auf eine unterhalb von 200 °C liegende Temperatur.

[0067] Die Ac3-Temperatur kennzeichnet die Umwandlungstemperatur beim Erwärmen des Stahls, bei der die Umwandlung des Ferrits in den Austenit endet. Die Ac3-Temperatur kann nach Hougardy näherungsweise berechnet werden mit:

$$\text{Ac3 [}^\circ\text{C]} = 902 - 255 \cdot [\text{C}] + 19 \cdot [\text{Si}] - 11 \cdot [\text{Mn}] - 5 \cdot [\text{Cr}] + 13 \cdot [\text{Mo}] - 20 \cdot [\text{Ni}] + 55 \cdot [\text{V}],$$

wobei [C], [Si], [Mn], [Cr], [Mo], [Ni] und [V] die Massenanteile der jeweiligen Elemente im hochfesten Stahl in Gew.-% sind.

[0068] Ein Erwärmen des Stahlflachprodukts auf Austenitisierungstemperatur zur Härtebehandlung ist insbesondere dann erforderlich, wenn das Stahlflachprodukt nach dem Warmwalzen abkühlt. Bevorzugt wird das Stahlflachprodukt zur Härtebehandlung zunächst auf eine Austenitisierungstemperatur erwärmt, welche mindestens 40K oberhalb der Ac3-Temperatur des erfindungsgemäßen Stahls liegt, um eine vollständige Austenitisierung des Materials zu erreichen. Bevorzugt wird das Stahlflachprodukt zur Härtebehandlung auf eine Austenitisierungstemperatur im Bereich von 860 °C bis maximal 920 °C gebracht, bevorzugter im Bereich von 870 °C bis 920 °C.

[0069] Das Stahlflachprodukt wird nach dem Erwärmen in einem geeigneten Abschreckmedium so schnell abgeschreckt, dass sich mindestens 70 % Martensit, bevorzugt 80 % Martensit, besonders bevorzugt 90 % Martensit, ganz besonders bevorzugt 100 % Martensit

bildet. Geeignete Abschreckmedien sind beispielsweise Wasser oder Öl. Das erfindungsgemäße Stahlflachprodukt wird dabei schnell, das heißt mit einer Abkühlungsgeschwindigkeit von mindestens 25 K/s von der Austenitisierungstemperatur auf eine Temperatur von höchstens 200°C abgeschreckt. Bevorzugt sind zwischen 800 °C und 500 °C Abkühlgeschwindigkeiten von mindestens 25 K/s, bevorzugter mindestens 50 K/s, mindestens 100 K/s, mindestens 150 K/s oder mindestens 200 K/s erforderlich.

[0070] In einer bevorzugten Ausführungsform wird das Stahlflachprodukt nach der Härtebehandlung aus der Walzhitze heraus mindestens einer weiteren Härtebehandlung unterzogen, wobei die Härtebehandlung die folgenden Schritte umfasst:

- (i) Erwärmen des Stahlflachprodukts auf eine Austenitisierungstemperatur, welche mindestens 40 K oberhalb der Ac3-Temperatur des erfindungsgemäßen Stahls liegt, wobei die Ac3-Temperatur berechnet werden kann mit

$$Ac3 [^{\circ}C] = 902 - 255*[C] + 19*[Si] - 11*[Mn] - 5*[Cr] + 13*[Mo] - 20*[Ni] + 55*[V];$$

wobei [C], [Si], [Mn], [Cr], [Mo], [Ni] und [V] die Massenanteile der jeweiligen Elemente im hochfesten Stahl in Gew.-% sind; und

- (ii) schnelles Abschrecken des Stahlflachprodukts, so dass die Abkühlgeschwindigkeit mindestens 25K/s beträgt, auf eine unterhalb von 200°C liegende Temperatur.

[0071] Ein wesentlicher Unterschied zu dem aus EP 2 267 177 A1 bekannten Stahlflachprodukt ist, dass die Mindest-Austenitisierungstemperatur des erfindungsgemäßen Stahlflachproduktes zur gleichmäßigen Austenitisierung bevorzugt größer oder gleich 860 °C beträgt. Geringere Austenitisierungstemperaturen von kleiner 860 °C führen in Kombination mit der abgestimmten chemischen Zusammensetzung des erfindungsgemäßen Stahlflachproduktes bevorzugt zu einer unerwünschten Teilaustenitisierung, die es zu verhindern gilt. Des Weiteren sollte die Austenitisierungstemperatur bevorzugt  $\leq 920^{\circ}C$  betragen, da höhere Temperaturen das Austenitkornwachstum fördern, was zu einer Verminderung der mechanisch-technologischen Eigenschaften führen würde. Untersuchungen haben gezeigt, dass die optimale Austenitisierungstemperatur für das erfindungsgemäße Stahlflachprodukt bevorzugt ca. 880°C beträgt.

[0072] Neben der Austenitisierungstemperatur wird das Austenitkornwachstum bevorzugt auch durch die Austenitisierungsdauer beeinflusst, wobei jedoch die Temperatur bevorzugt einen größeren Einfluss auf das Austenitkornwachstum hat. In einer bevorzugten Ausführungsform beträgt die Haltedauer auf Austenitisierungstemperatur des erfindungs-

gemäßem Stahlflachprodukt höchstens 60 Minuten, bevorzugter höchstens 30 Minuten oder höchstens 15 Minuten.

[0073] In einer bevorzugten Ausführungsform erfolgt die Härtebehandlung des Stahlflachprodukts mehrfach, insbesondere zweifach oder dreifach. Bevorzugt wird durch eine gezielte Wiederholung des Härtevorgangs die Feinkörnigkeit des erfindungsgemäßen Stahlflachproduktes gezielt beeinflusst bzw. bevorzugt um eine Korngrößenklasse gemäß DIN EN ISO 643 verbessert. Bevorzugt führt eine zweite Härtebehandlung durch den Effekt der Austenitkornfeinung zu einem sehr feinen martensitischen Gefüge mit verbesserten mechanisch-technologischen Eigenschaften.

[0074] Bei der ersten Härtebehandlung kann das Stahlflachprodukt entweder unmittelbar nach dem Warmwalzen aus der Walzhitze heraus einer Härtebehandlung unterzogen werden, oder das Stahlflachprodukt kann zunächst auf eine Austenitisierungstemperatur erwärmt werden, welche mindestens 40 K oberhalb der Ac3-Temperatur des erfindungsgemäßen Stahls liegt und dann einer Härtebehandlung unterzogen werden. Bei jeder weiteren Härtebehandlung wird das Stahlflachprodukt zunächst auf eine Austenitisierungstemperatur erwärmt, welche mindestens 40 K oberhalb der Ac3-Temperatur des erfindungsgemäßen Stahls liegt, und wird dann einer Härtebehandlung unterzogen.

[0075] In einer bevorzugten Ausführungsform wird das Stahlflachprodukt nach der Härtebehandlung angelassen, wobei die Haltezeit der Anlassbehandlung weniger als 15 Minuten beträgt und die Temperatur der Anlassbehandlung unterhalb der Ac1-Temperatur liegt, wobei die Ac1-Temperatur nach Hougardy näherungsweise berechnet werden kann mit

$$Ac1 [^{\circ}C] = 739 - 22*[C] + 2*[Si] - 7*[Mn] + 14*[Cr] + 13*[Mo] - 13*[Ni] + 20*[V],$$

wobei [C], [Si], [Mn], [Cr], [Mo], [Ni] und [V] die Massenanteile der jeweiligen Elemente im hochfesten Stahl in Gew.-% sind.

[0076] Die Ac1-Temperatur kennzeichnet dabei die Umwandlungstemperatur beim Erwärmen des Stahls, bei der die Bildung des Austenits beginnt. In einer bevorzugten Ausführungsform beträgt die Haltezeit höchstens 10 Minuten.

[0077] Ein Anlassen umfasst dabei eine Wärmebehandlung, in der das erfindungsgemäße Stahlflachprodukt gezielt erwärmt wird, um seine Eigenschaften zu beeinflussen. Bevorzugt erfolgt das Anlassen des feindispersen-martensitischen Gefüges im Temperaturbereich von

150°C bis 300°C, bevorzugter im Bereich von 225°C bis 275°C. Bevorzugt wird durch das kurzzeitige Anlassen des feindispersen-martensitischen Gefüges eine optimale Kombination von Festigkeit und Zähigkeit eingestellt, wobei eine gewisse Festigkeitsminderung zu Gunsten der Zähigkeitseigenschaften in Kauf genommen werden muss.

[0078] Bevorzugt wird das erfindungsgemäße Stahlflachprodukt zweifach gehärtet und angelassen. Bevorzugter wird das erfindungsgemäße Stahlflachprodukt dreifach gehärtet und angelassen.

[0079] Bevorzugt wird nach der ersten Härtebehandlung des erfindungsgemäßen Stahlflachproduktes eine ehemalige Austenitkorngröße der Korngrößenklasse 12 gemäß DIN EN ISO 643 erreicht. Unter dem ehemaligen Austenitkorn ist dabei das vor der Härtebehandlung vorliegende Austenitkorn zu verstehen. Wird das erfindungsgemäße Stahlflachprodukt einer zweiten Härtebehandlung bzw. einem Doppelhärten unterzogen, bewirkt dies bevorzugt eine weitere Halbierung der Korngröße und es wird bevorzugt eine ehemalige Austenitkorngröße der Korngrößenklasse 13 gemäß DIN EN ISO 643 eingestellt. Die Kornfeinung trägt bevorzugt zu einer Verbesserung der mechanisch-technologischen Eigenschaften bei, insbesondere zu einer Erhöhung des Streckgrenzen- und Zähigkeitsniveaus. Bevorzugt beträgt die Mindeststreckgrenze des erfindungsgemäßen Stahlflachproduktes nach der Härtebehandlung mindestens 1.300 MPa, bevorzugter mindestens 1350 MPa, mindestens 1370 MPa, mindestens 1400 MPa, mindestens 1440 MPa, mindestens 1480 MPa oder mindestens 1.500 MPa. Bevorzugt beträgt die Zugfestigkeit des erfindungsgemäßen Stahlflachproduktes nach der Härtebehandlung mindestens 1.400 MPa, bevorzugter mindestens 1480 MPa, mindestens 1500 MPa, mindestens 1550 MPa, mindestens 1580 MPa, mindestens 1600 MPa oder mindestens 1650 MPa.

[0080] In einer bevorzugten Ausführungsform hat das erfindungsgemäße Stahlflachprodukt vor der Härtebehandlung eine ehemalige Austenitkorngröße von > 11 gemäß DIN EN ISO 643 (05.2013) bzw. gemäß G 0551 (2005), was insbesondere zu einem feindispersen-martensitischen Gefüge mit homogenen Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften führt. Damit weist das erfindungsgemäße Stahlflachprodukt im Vergleich zu dem aus EP 2 267 177 A1 bekannten Stahlflachprodukt ein wesentlich feineres ehemaliges Austenitkorn auf.

[0081] In einer bevorzugten Ausführungsform wird das erfindungsgemäße Stahlflachprodukt bevorzugt nach dem letzten Walzstich mittels einer geeigneten Wasser-Abschreckvorrichtung direkt aus der Walzhitze heraus gehärtet. Dabei wird das erfindungsgemäße Stahlflachprodukt schnell, das heißt mit einer Abkühlungsgeschwindigkeit von mindestens 25

K/s von einer Endwalztemperatur  $\geq 880^\circ\text{C}$  auf eine Temperatur von höchstens  $200^\circ\text{C}$  abgeschreckt. Bevorzugt beträgt dabei die Abkühlgeschwindigkeit zwischen  $800^\circ\text{C}$  und  $500^\circ\text{C}$  mindestens 25 K/s, bevorzugt mindestens 50 K/s, besonders bevorzugt mindestens 100 K/s, mindestens 150 K/s oder mindestens 200 K/s..

[0082] Erfolgt das Warmwalzen über ein Warmbandwerk, kann in Schritt (g) des erfindungsgemäßen Verfahrens das Stahlflachprodukt zu einem Coil aufgehaspelt werden. Als Haspeln wird dabei das Aufwickeln von gewalzten Stahlflachprodukten bezeichnet und ein Coil ist die Bezeichnung für ein aufgewickeltes Metallband. In einer bevorzugten Ausführungsform wird das erfindungsgemäße Stahlflachprodukt aufgehaspelt, wobei die Haspeltemperatur mindestens  $800^\circ\text{C}$  beträgt.

[0083] In einer anderen bevorzugten Ausführungsform wird das Warmband aus der Walzhitze heraus mittels Wasser auf eine Temperatur  $\leq 200^\circ\text{C}$  abgeschreckt.

[0084] Ein weiteres Unterscheidungsmerkmal des erfindungsgemäßen Stahlflachproduktes im Vergleich zu dem aus EP 2 267 177 A1 bekannten Stahlflachprodukt ist, dass die Erfindung in Blechdicken von 3,0mm bis 40,0 mm und Blechbreiten bis zu 3900mm hergestellt werden kann.

[0085] In einer bevorzugten Ausführungsform liegt die Blechdicke des Stahlflachprodukts im Bereich von 3,0 mm bis 40,0 mm, bevorzugter im Bereich von 4,0 bis 15,0 mm.

[0086] Bevorzugt beträgt die Blechbreite des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts  $\leq 3900$  mm.

[0087] Zur Herstellung des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts wird dabei bevorzugt ein höherer Kohlenstoffgehalt im Bereich von 0,23 bis 0,25 Gew.-%, bevorzugt in Kombination mit einer maßgeschneiderten Analysenabstufung der Elemente Chrom, Nickel, Mangan und Molybdän zur Einstellung eines bevorzugt rein martensitischen Gefüges mit entsprechenden Festigkeitseigenschaften bis zu einer Blechdicke von maximal 40,0 mm benötigt. Eine Verringerung des Kohlenstoffgehaltes würde den Beginn einer Bainitbildung zu kürzeren Abkühlzeiten verschieben, so dass nur noch geringere Blechdicken aus einem rein martensitischen Gefüge bestehen würden. Höhere Blechdicken würden ein unerwünschtes Mischgefüge aus Martensit und unterschiedlichen Bainitanteilen aufweisen, welche wiederum die mechanisch-technologischen Eigenschaften des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts negativ beeinflussen würden.

[0088] Nachfolgend wird die Erfindung anhand von Ausführungsbeispielen beschrieben.

[0089] In systematischen Labor- und Betriebsversuchen wurden insgesamt sechs Stahlschmelzen erzeugt, deren chemische Zusammensetzungen in Tabelle 1 angegeben sind. Zusätzlich wurden für die Schmelzen die Kohlenstoffäquivalente CET, Pcm und Ceq berechnet. Die Stahlschmelzen **A**, **B**, **C**, **D** und **E** wurden im Labor erzeugt, Stahlschmelze **F** wurde betrieblich erprobt. Bei den Stahlschmelzen **A**, **B**, **C** und **D** handelt es sich um Schmelzen, die als Vergleichsbeispiele mit aufgenommen wurden. Nur die Schmelzen **E** und **F** betreffen das erfindungsgemäße Stahlflachprodukt. Alle Stahlschmelzen wurden zu Brammen vergossen, die anschließend mit einer Aufheizrate von 4 K/min auf eine Brammentemperatur gemäß Tabelle 2 erwärmt, vor dem Walzen mit einem Druck von 200 bar mit Wasser entzundert und danach mit einer Stichabnahme  $e$  von 10-50 % und einer Gesamtumformung  $ev$  zwischen 81 und 98 % zu Stahlflachprodukten ausgewalzt wurden. Nach dem Walzen wurden die Stahlflachprodukte an Luft ruhend oder im Stapel ruhend abgekühlt. Zur Wärmebehandlung wurden die Stahlflachprodukte auf eine Austenitisierungstemperatur gemäß Tabelle 3 erwärmt, 15 min auf dieser Temperatur gehalten, anschließend von der Austenitisierungstemperatur mit Wasser auf eine Kühlstopptemperatur abgeschreckt. Einige Stahlflachprodukte wurden anschließend auf eine Anlasstemperatur gemäß Tabelle 5 erwärmt, 10 min auf der Anlasstemperatur gehalten und dann an Luft abgekühlt. Andere Stahlflachprodukte wurden nach der ersten Härtebehandlung erneut auf eine Austenitisierungstemperatur gemäß Tabelle 4 erwärmt, 15 min auf dieser Austenitisierungstemperatur gehalten, anschließend von der Austenitisierungstemperatur mit Wasser auf eine Kühlstopptemperatur kleiner 200 °C abgeschreckt und einer Anlassbehandlung bei Temperaturen gemäß Tabelle 5 und einer jeweiligen Haltezeit von 10 min und anschließender Luftabkühlung unterzogen. Ein Teil der zweifach gehärteten Stahlflachprodukte wurde vor dem Anlassen einer dritten Härtebehandlung gemäß Tabelle 5 und einer Austenitisierungsdauer von jeweils 15 min unterzogen. Das Anlassen der dreifach gehärteten Stahlflachprodukte wurde bei Temperaturen gemäß Tabelle 5 und Haltezeiten von jeweils 10 min mit anschließender Luftabkühlung durchgeführt, Jedem erzeugten Stahlflachprodukt der Stähle **A** bis **F** wurde eine entsprechende Proben-Nr. zugeordnet. Die Walz- und Wärmebehandlungsparameter für die Härte- und Anlassbehandlung der erzeugten Stahlflachprodukte können aus den Tabellen 2 bis 5 entnommen werden.

[0090] Die mechanischen Eigenschaften aus dem Zug- und dem Kerbschlagbiegeversuch sowie die Oberflächenhärte und die ehemalige Austenitkorngröße können für die erzeugten

Stahlflachprodukte aus Tabelle 6 entnommen werden. Bei der in Tabelle 6 angegebenen Austenitkorngröße handelt es sich um die ehemalige Austenitkorngröße.

[0091] Die Bestimmung der ehemaligen Austenitkorngröße erfolgt gemäß DIN EN ISO 643 an Längsschliffen, die aus den Stahlflachprodukten im einfach- bis dreifachgehärteten Zustand entnommen wurden. Die Ätzung wurde nach dem Verfahren von Béchet-Beaujard mit konzentrierter Pikrinsäure durchgeführt.

[0092] Die Zugversuche zur Bestimmung der Streckgrenze  $R_{p0,2}$ , der Zugfestigkeit  $R_m$  und der Bruchdehnung  $A$  wurden gemäß DIN EN ISO 6892-1 an Querproben durchgeführt. Die Kerbschlagbiegeversuche zur Ermittlung der Kerbschlagarbeit  $A_v$  bei Prüftemperaturen von  $-20^\circ\text{C}$ ,  $-40^\circ\text{C}$  und  $-60^\circ\text{C}$  wurden gemäß DIN EN ISO 148-1 an Querproben durchgeführt. Sofern Härtewerte angegeben sind, handelt es sich um die Brinellhärte. Die Härte wird ca. 1 mm unterhalb der Blechoberfläche gemessen und wird gemäß DIN EN ISO 6506-1 bestimmt.

[0093] Aus Tabelle 7 kann für jedes Stahlflachprodukt der Stähle **A**, **B**, **C**, **D**, **E** und **F** der Wärmebehandlungszustand, das Gefüge, eine abschließende Bewertung und eine Bewertung des Kaltumformverhaltens entnommen werden.

[0094] Die Gefügeuntersuchung erfolgte mittels Licht- und Rasterelektronenmikroskopie an Längsschliffen, die aus den Stahlflachprodukten entnommen und mit Nital geätzt wurden. Mit dem Feldemissions- Transmissionselektronenmikroskop (FE-TEM) wurde sowohl der Gefüge- als auch der Ausscheidungszustand bestimmt. Neben der konventionellen Hellfeldabbildung wurden der Hellfeld-STEM- Modus (STEM, scanning transmission electron microscopy) und der Dunkelfeld-STEM-Modus angewendet. Das Kaltumformverhalten wurde durch Biegeversuche nach DIN EN ISO 7438 mit der Biegelinie senkrecht und parallel zur Walzrichtung, mit einem Biegewinkel  $\geq 90^\circ$ , erprobt.

[0095] Wie bereits beschrieben, wurden die Schmelzen **A** bis **D** im Labor erzeugt und als Vergleichsbeispiele mit aufgenommen. Diese Schmelzen weisen im Vergleich zur Analyse des erfindungsgemäßen Stahlflachproduktes (Stahlschmelzen **E** und **F**) einen geringeren Kohlenstoff-Gehalt auf, der zu einem geringeren Streckgrenzen- und Zugfestigkeitsniveau führt. Die für das erfindungsgemäße Stahlflachprodukt geforderten Festigkeitseigenschaften werden von den Stahlschmelzen der Vergleichsbeispiele nicht erfüllt.



[0096] Die im Labor erprobte Stahlschmelze E weist im Vergleich zu den Vergleichsbeispielen einen höheren Kohlenstoff-Anteil auf, so dass für das erfindungsgemäße Stahlflachprodukt das geforderte Streckgrenzen- und Zugfestigkeitsniveau bei gleichzeitig ausreichender Zähigkeit erreicht wird.

[0097] Anhand dieser Erkenntnisse wurde für das erfindungsgemäße Stahlflachprodukt eine Betriebsschmelze F erzeugt. Die mechanisch-technologischen Eigenschaften der Betriebsschmelze F wurden nach 1xHärten und Anlassen (Proben F1 bis F11), nach 2xHärten und Anlassen (Proben F12 bis F37) und nach 3xHärten und Anlassen (Proben 38 bis F50) für die Austenitisierungstemperaturen 880 °C oder 920 °C ermittelt und können aus Tabelle 6 und 7 entnommen werden. Für die Varianten 1xHärten bei Austenitisierungstemperaturen von 880 °C (Proben F7 bis F11) oder 920 °C (Proben F1 bis F6) und für die Variante 2xHärten bei einer Austenitisierungstemperatur von 920 °C (Probe F12) wurde nach dem Anlassen ein befriedigendes Streckgrenzen- und Zugfestigkeitsniveau bei guter Zähigkeit erreicht. Das Kaltumformverhalten dieser Varianten kann insgesamt als befriedigend bezeichnet werden. Die genannten Varianten weisen eine Austenitkorngröße der Korngrößenklasse KG~12 gemäß DIN EN ISO 643 auf. Des Weiteren konnten bei diesen Varianten größere Martensitplatten mit größeren Ausscheidungen an (Nb, Mo)C bzw. (Nb, Mo)C mit Spuren an Vanadin nachgewiesen werden. Die Ausscheidungen weisen dabei mehrheitlich einen mittleren Durchmesser von ca. 8 nm auf. Restaustenit wurde nicht nachgewiesen, es war jedoch teilweise nadelförmiger Zementit ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) vorhanden. Zementit und grobe Ausscheidungen entziehen dem Gefüge Kohlenstoffanteile und machen deren Martensit weicher. Daher weisen diese Varianten im Vergleich zum Verfahren 2xHärten bei einer Austenitisierungstemperatur von 880 °C und Anlassen (Proben F13 bis F37) ein geringeres Festigkeitsniveau auf.

[0098] Ein Vergleich der Probe F4 mit der Probe F12 bzw. ein Vergleich der Proben F7 bis F11 mit den Proben F13 bis F37 zeigt, dass bei Proben mit ansonsten gleichen Bedingungen die Streckgrenze, Zugfestigkeit und Kerbschlagarbeit für die Varianten mit zweifachem Härten und Anlassen im Vergleich zu einfachem Härten und Anlassen verbessert sind. Ein Vergleich der Proben F13 bis F37 mit den Proben F38 bis F50 zeigt, dass die Streckgrenze und Zugfestigkeit für die Proben mit dreifachem Härten und Anlassen (F38 bis F50), durch eine weitere Verringerung der ehemaligen Austenitkorngröße, nochmals erhöht sind gegenüber den Proben mit zweifachem Härten und Anlassen (F13 bis F37).

[0099] Ein Vergleich der Proben F1 bis F6 mit den Proben F7 bis F11 bzw. ein Vergleich der Probe F12 mit Probe F35 zeigt, dass bei ansonsten gleichen Bedingungen die

mechanischen Eigenschaften Streckgrenze, Zugfestigkeit und Zähigkeit für die Varianten mit einer geringeren Austenitisierungstemperaturen von 880 °C im Vergleich zu einer erhöhten Austenitisierungstemperatur von 920 °C verbessert sind. Besonders gute Ergebnisse und eine Verbesserung des Kaltumformverhaltens konnten bei Proben erzielt werden, die sowohl zweifach oder dreifach gehärtet wurden als auch bei niedrigeren Temperaturen von 880 °C für den Härteprozess austenitisiert wurden (Proben F13 bis F37). Untersuchungen ergaben, dass sich die ehemalige Austenitkorngröße des erfindungsgemäßen Stahlflachproduktes durch das Verfahren 2xHärten bei einer Austenitisierungstemperatur von jeweils 880°C und Anlassen (Proben F13 bis F37) um bis zu eine Korngrößenklasse, von KG~12 auf KG~13 gemäß DIN EN ISO 643 verbessern lässt. Das genannte Verfahren der Wärmebehandlung führt in Kombination mit einer Austenitisierungstemperatur von 880°C bei dem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt zur Bildung sehr feiner Martensit-Nadelpakete mit feinsten Nano-Karbidausscheidungen. Mit Hilfe der STEM-Dunkelfelddarstellung konnte nachgewiesen werden, dass das erfindungsgemäße Stahlflachprodukt nach dem Verfahren 2xHärten bei einer Austenitisierungstemperatur von 880°C und Anlassen sehr gleichmäßig verteilte Nano-Karbidausscheidungen (Nb, Mo)C bzw. (Nb, Mo)C mit Spuren an Vanadium enthält. Die Nano-Karbidausscheidungen weisen mehrheitlich einen mittleren Durchmesser von 4 nm auf. Restaustenit wurde nicht nachgewiesen. Es war auch kein nadelförmiger Zementit ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) vorhanden.

[00100] Die spezielle Matrix des martensitischen Gefüges, bestehend aus sehr feinen Martensit-Nadelpaketen, führt in Kombination mit den sehr fein- und gleichmäßig verteilten Nano-Karbidausscheidungen bei dem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt zu einer merklichen Erhöhung des Streckgrenzen- und Festigkeitsniveaus bei gleichzeitig guter Kaltumformbarkeit.

[00101] Das Streckgrenzen- und Festigkeitsniveau des erfindungsgemäßen Stahlflachproduktes liegt bei der Wahl des Verfahrens 2xHärten (Austenitisierungstemperatur von 880°C) und Anlassen, im Vergleich zur Variante 1xHärten (Austenitisierungstemperatur von 880°C) und Anlassen, bei einem stabil guten Zähigkeitsniveau rund 60 MPa höher. Durch dreifaches Härten bei einer Austenitisierungstemperatur von 880 °C und Anlassen kann im Vergleich zur Variante 2xHärten bei einer Austenitisierungstemperatur von 880 °C und Anlassen das Streckgrenzenniveau des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts noch einmal um rund 60 MPa gesteigert werden, wobei wiederum das Zugfestigkeits- und Zähigkeitsniveau stabil bleibt. Durch das spezielle Verfahren 3xHärten bei einer Austenitisierungstemperatur von

880 °C und Anlassen können sogar Mindeststreckgrenzen, die bevorzugt über mindestens 1400 MPa, bevorzugter über mindestens 1440 MPa liegen, sicher eingestellt werden.

Stahl	Chemische Zusammensetzung [Gew.-%] *)																CET [%]	Pcm [%]	Ceq [%]	Ac1 [°C]	Ac3 [°C]	
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Cu	Nb	Mo	N	Ti	V	Ni	B	H [ppm]						Ca
A	0,20	0,22	0,90	0,008	0,005	0,04	0,49	0,02	0,015	0,38	0,0041	0,006	0,02	1,31	0,0018	1,9	0,0008	0,39	0,34	0,59	724	829
B	0,20	0,30	1,00	0,004	0,005	0,03	0,71	0,04	0,031	0,63	0,0045	0,007	0,01	2,00	0,0004	1,8	0,0009	0,45	0,37	0,73	720	817
C	0,19	0,29	0,98	0,003	0,005	0,10	0,71	0,03	0,029	0,63	0,0039	0,005	0,00	1,93	0,0022	2,0	0,0009	0,44	0,37	0,72	722	820
D	0,20	0,31	1,02	0,004	0,005	0,08	0,71	0,03	0,027	0,63	0,0051	0,006	0,03	1,99	0,0024	2,0	0,0007	0,45	0,39	0,74	720	818
E	0,24	0,30	1,00	0,004	0,006	0,08	0,69	0,04	0,024	0,55	0,0021	0,007	0,04	1,20	0,0027	1,9	0,0008	0,46	0,41	0,73	729	825
F	0,23	0,33	0,87	0,009	0,002	0,09	0,67	0,03	0,023	0,56	0,0045	0,008	0,04	1,10	0,0023	2,0	0,0007	0,44	0,39	0,69	731	831

Tabelle 1

\*) Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen einschließlich unwirksamer Spuren an As, Co und Sn

CET: Kohlenstoffäquivalent nach Uwer und Höhne

Pcm: Kohlenstoffäquivalent nach Ito & Bessyo

Ceq: Kohlenstoffäquivalent nach Kihara

Berechnung von Ac1 und Ac3 jeweils nach Hougardy

A-D: Vergleichsbeispiele

E-F: erfindungsgemäße Beispiele

Stahl	Probe-Nr.	Blechdicke [mm]	Brammendicke [mm]	Brammentemperatur [°C]	Walzanfangstemperatur [°C]	Endwalztemperatur [°C]	Gesamtumformung $e_v$ [%]
A	A1	10,5	55	1200	1140	880	81
	A2	10,5	55	1200	1140	880	81
	A3	10,5	55	1200	1140	880	81
	A4	10,5	55	1200	1140	880	81
B	B1	10,1	55	1200	1140	890	82
	B2	10,1	55	1200	1140	890	82
	B3	10,1	55	1200	1140	890	82
	B4	10,1	55	1200	1140	890	82
C	C1	10,2	55	1200	1140	910	81
	C2	10,2	55	1200	1140	910	81
	C3	10,2	55	1200	1140	910	81
	C4	10,2	55	1200	1140	910	81
	C5	6,2	55	1200	1140	845	89
	C6	6,2	55	1200	1140	845	89
D	D1	10,1	55	1200	1140	890	82
	D2	10,1	55	1200	1140	890	82
	D3	10,1	55	1200	1140	890	82
	D4	10,1	55	1200	1140	890	82
E	E1	6,0	60	1200	1140	865	90
	E2	6,0	60	1200	1140	865	90
	E3	6,1	60	1200	1140	855	90
	E4	6,1	60	1200	1140	855	90
	E5	10,0	60	1200	1140	930	83
	E6	10,0	60	1200	1140	930	83
	E7	9,9	60	1200	1140	925	83
	E8	9,9	60	1200	1140	925	83

Tabelle 2 - Teil 1

Stahl	Probe-Nr.	Blechdicke [mm]	Brammendicke [mm]	Brammentemperatur [°C]	Walzanfangstemperatur [°C]	Endwalztemperatur [°C]	Gesamtumformung $e_v$ [%]
F	F1	10,4	260	1250	1119	919	96
	F2	8,4	260	1250	1136	896	97
	F3	6,4	260	1250	1107	885	98
	F4	12,5	260	1250	1124	992	95
	F5	6,7	260	1250	1110	882	97
	F6	8,7	260	1250	1127	893	97
	F7	6,6	260	1250	1116	908	97
	F8	6,7	260	1250	1110	882	97
	F9	8,7	260	1250	1127	893	97
	F10	8,8	260	1250	1130	883	97
	F11	12,5	260	1250	1124	992	95
	F12	12,5	260	1250	1124	992	95
	F13	6,5	260	1250	1116	908	98
	F14	6,5	260	1250	1110	882	98
	F15	6,5	260	1250	1178	944	98
	F16	6,5	260	1250	1178	944	98
	F17	6,5	260	1250	1174	952	98
	F18	6,5	260	1250	1174	952	98
	F19	6,5	260	1250	1144	939	98
	F20	6,5	260	1250	1144	939	98
	F21	6,5	260	1250	1142	931	98
	F22	6,5	260	1250	1142	931	98
	F23	8,5	260	1250	1187	915	97
	F24	8,5	260	1250	1187	915	97
	F25	8,5	260	1250	1191	913	97
	F26	8,5	260	1250	1191	913	97
	F27	8,5	260	1250	1182	917	97
	F28	8,5	260	1250	1182	917	97
	F29	8,5	260	1250	1196	923	97
	F30	8,5	260	1250	1196	923	97
	F31	8,5	260	1250	1130	883	97
	F32	8,5	260	1250	1127	893	97
	F33	11,0	260	1250	1127	893	96
	F34	11,0	260	1250	1127	893	96
	F35	12,5	260	1250	1127	893	95
	F36	15,0	260	1250	1127	893	94
	F37	15,0	260	1250	1127	893	94
	F38	6,0	260	1250	1127	893	98
	F39	6,0	260	1250	1127	893	98
	F40	6,5	260	1250	1127	893	98
	F41	7,5	260	1250	1127	893	97
	F42	7,5	260	1250	1127	893	97
	F43	7,5	260	1250	1127	893	97
	F44	8,0	260	1250	1127	893	97
	F45	8,0	260	1250	1127	893	97
	F46	8,0	260	1250	1127	893	97
	F47	8,0	260	1250	1127	893	97
	F48	8,5	260	1250	1127	893	97
	F49	8,5	260	1250	1127	893	97
	F50	8,5	260	1250	1124	992	97

Tabelle 2 – Teil 2

Stahl	Probe-Nr.	1. Härten			
		Abschreckmedium	Austenitiserungstemperatur [°C]	Mittlere Abkühlrate von 800 °C auf 500 °C [K/s]	Kühlstopp-temperatur [°C]
A	A1	Wasser	920	98	<200 °C
	A2			98	
	A3			98	
	A4			98	
B	B1	Wasser	920	104	<200 °C
	B2			104	
	B3			104	
	B4			104	
C	C1	Wasser	920	102	<200 °C
	C2			102	
	C3			102	
	C4			102	
	C5			228	
	C6			228	
D	D1	Wasser	920	104	<200 °C
	D2			104	
	D3			104	
	D4			104	
E	E1	Wasser	920	237	<200 °C
	E2			237	
	E3			231	
	E4			231	
	E5			106	
	E6			106	
	E7			107	
	E8			107	

Tabelle 3 – Teil 1

Stahl	Probe-Nr.	1. Härten			
		Abschreckmedium	Austenitiserungstemperatur [°C]	Mittlere Abkühlrate von 800 °C auf 500 °C [K/s]	Kühlstopp-temperatur [°C]
F	F1	Wasser	920	100	<200 °C
	F2			141	
	F3			215	
	F4			74	
	F5			202	
	F6			131	
	F7	Wasser	880	204	<200 °C
	F8			202	
	F9			131	
	F10			130	
	F11			74	
	F12	Wasser	920	74	<200 °C
	F13	Wasser	880	210	<200 °C
	F14			210	
	F15			210	
	F16			210	
	F17			210	
	F18			210	
	F19			210	
	F20			210	
	F21			210	
	F22			210	
	F23			137	
	F24			137	
	F25			137	
	F26			137	
	F27			137	
	F28			137	
	F29			137	
	F30			137	
	F31			137	
	F32			137	
	F33			91	
	F34			91	
	F35			74	
	F36			55	
	F37			55	
	F38			239	
	F39			239	
	F40			210	
	F41			167	
	F42			167	
	F43			167	
	F44			151	
	F45			151	
	F46	151			
	F47	151			
	F48	137			
	F49	137			
	F50	137			

Tabelle 3 – Teil 2



Stahl	Probe-Nr.	2. Härten			
		Abschreckmedium	Austenitiserungs-temperatur [°C]	Mittlere Abkühlrate von 800 °C auf 500 °C [K/s]	Kühlstopp-temperatur [°C]
A	A1	-	-	-	-
	A2				
	A3				
	A4				
B	B1	-	-	-	-
	B2				
	B3				
	B4				
C	C1	-	-	-	-
	C2				
	C3				
	C4				
	C5				
	C6				
D	D1	-	-	-	-
	D2				
	D3				
	D4				
E	E1	-	-	-	-
	E2				
	E3				
	E4				
	E5				
	E6				
	E7				
	E8				

Tabelle 4 – Teil 1

Stahl	Probe-Nr.	2. Härten			
		Abschreckmedium	Austenitiserungs-temperatur [°C]	Mittlere Abkühlrate von 800 °C auf 500 °C [K/s]	Kühlstopp-temperatur [°C]
F	F12	Wasser	920	74	<200 °C
	F13			210	
	F14			210	
	F15			210	
	F16			210	
	F17			210	
	F18			210	
	F19			210	
	F20			210	
	F21			210	
	F22			210	
	F23			137	
	F24			137	
	F25			137	
	F26			137	
	F27			137	
	F28			137	
	F29			137	
	F30			137	
	F31	Wasser	880	137	<200 °C
	F32			137	
	F33			91	
	F34			91	
	F35			74	
	F36			55	
	F37			55	
	F38			239	
	F39			239	
	F40			210	
	F41			167	
	F42			167	
	F43			167	
	F44			151	
F45			151		
F46			151		
F47			151		
F48			137		
F49			137		
F50			137		

Tabelle 4 – Teil 2

Stahl	Probe-Nr.	3. Härten				Anlass-temperatur [°C]
		Abschreckmedium	Austenitierungs-temperatur [°C]	Mittlere Abkühlrate von 800 °C auf 500 °C [K/s]	Kühlstopp-temperatur [°C]	
A	A1	-	-	-	-	-
	A2					225
	A3					250
	A4					300
B	B1	-	-	-	-	-
	B2					225
	B3					250
	B4					300
C	C1	-	-	-	-	-
	C2					225
	C3					250
	C4					300
	C5					250
	C6					300
D	D1	-	-	-	-	-
	D2					225
	D3					250
	D4					300
E	E1	-	-	-	-	-
	E2					100
	E3					150
	E4					250
	E5					-
	E6					100
	E7					150
	E8					250

Tabelle 5 – Teil 1

Stahl	Probe-Nr.	3. Härten				Anlass-temperatur [°C]
		Abschreckmedium	Austenitierungs-temperatur [°C]	Mittlere Abkühlrate von 800 °C auf 500 °C [K/s]	Kühlstopp-temperatur [°C]	
F	F1	-	-	-	-	255
	F2					255
	F3					255
	F4					250
	F5					220
	F6					220
	F7	-	-	-	-	255
	F8					255
	F9					255
	F10					255
	F11					250
	F12	-	-	-	-	250
	F13	-	-	-	-	255
	F14					255
	F15					255
	F16					255
	F17					255
	F18					255
	F19					255
	F20					255
	F21					255
	F22					255
	F23					255
	F24					255
	F25					255
	F26					255
	F27					255
	F28					255
	F29					255
	F30					255
	F31					255
	F32					255
	F33					255
	F34					255
	F35					250
	F36					255
	F37	255				
	F38	Wasser	880	239	<200 °C	255
	F39			239		255
	F40			210		255
	F41			167		255
	F42			167		255
	F43			167		255
	F44			151		255
	F45			151		255
	F46			151		255
	F47			151		255
	F48			137		255
	F49			137		255
	F50			137		255

Tabelle 5 – Teil 2

Stahl	Probe-Nr.	Zugversuch, quer			Kerbschlagarbeit, quer			Härte [HB]	Austenitkorngröße gem. DIN EN ISO 643
		Rp0,2 [MPa]	Rm [MPa]	A [%]	Av -60 °C [J]	Av -40 °C [J]	Av -20 °C [J]		
A	A1	1080	1492	6,8	-	33	-	-	-
	A2	1180	1395	9,2	-	38	-	-	
	A3	1200	1410	10,1	-	35	-	-	
	A4	1191	1382	10,5	-	32	-	-	
B	B1	1270	1655	10,8	-	32	-	-	-
	B2	1282	1501	14,1	-	34	-	-	
	B3	1275	1480	11,3	-	39	-	-	
	B4	1231	1410	11,4	-	36	-	-	
C	C1	1120	1505	4,8	-	37	-	-	-
	C2	1219	1453	7,2	-	36	-	-	
	C3	1095	1372	6,5	-	34	-	-	
	C4	1295	1500	13,0	-	-	-	-	
	C5	1280	1481	10,6	-	-	-	-	
	C6	1117	1320	11,2	-	-	-	-	
D	D1	1253	1615	9,2	-	34	-	-	-
	D2	1260	1450	8,5	-	36	-	-	
	D3	1181	1435	8,0	-	34	-	-	
	D4	1175	1380	9,0	-	31	-	-	
E	E1	1366	1583	10,4	-	30	-	-	-
	E2	1407	1637	9,6	-	28	-	-	
	E3	1426	1605	8,4	-	28	-	-	
	E4	1410	1610	9,2	-	28	-	-	
	E5	1434	1572	10,3	-	32	-	-	
	E6	1432	1589	9,2	-	28	-	-	
	E7	1386	1636	10,0	-	28	-	-	
	E8	1414	1668	11,2	-	27	-	-	

Tabelle 6 – Teil 1

Für Untermaßproben, das heißt für Proben, die aus Blechen mit einer Dicke kleiner 10 mm gefertigt wurden, wurde die im Kerbschlagbiegeversuch absorbierte Energie auf Vollproben, das heißt auf Proben mit einer Dicke von 10 mm, umgerechnet.

Stahl	Probe-Nr.	Zugversuch, quer			Kerbschlagarbeit, quer			Härte [HB]	Austenitkorngröße gem. DIN EN ISO 643
		Rp0,2 [MPa]	Rm [MPa]	A [%]	Av -60 °C [J]	Av -40 °C [J]	Av -20 °C [J]		
F	F1	1303	1484	8,0	51	54	57	-	KG~12
	F2	1313	1548	8,0	50	53	60	-	
	F3	1307	1577	8,1	50	55	58	-	
	F4	1300	1504	11,0	28	37	-	-	
	F5	1316	1530	9,7	56	67	76	-	
	F6	1307	1483	10,0	46	60	62	-	
	F7	1314	1513	8,7	51	68	72	-	
	F8	1337	1509	8,5	74	76	81	-	
	F9	1331	1516	8,5	63	69	75	-	
	F10	1356	1526	9,3	63	73	80	-	
	F11	1331	1543	10,7	30	34	-	-	
	F12	1315	1534	8,1	47	54	-	-	
	F13	1393	1521	10,5	62	70	74	512	
	F14	1374	1523	10,2	66	69	76	502	
	F15	1394	1587	10,6	60	67	-	-	
	F16	1390	1577	10,8	62	71	-	-	
	F17	1400	1580	13,0	56	63	-	-	
	F18	1411	1587	12,4	64	73	-	-	
	F19	1422	1605	12,2	63	70	-	-	
	F20	1385	1596	11,2	57	62	-	-	
	F21	1395	1590	12,4	58	69	-	-	
	F22	1400	1592	11,0	62	66	-	-	
	F23	1389	1580	8,7	57	64	-	483	
	F24	1416	1599	10,4	38	62	-	487	
	F25	1406	1572	11,9	51	56	-	487	
	F26	1382	1570	10,4	50	58	-	490	
	F27	1408	1588	10,9	56	63	-	490	
	F28	1388	1568	10,5	48	60	-	476	
	F29	1386	1589	10,4	48	55	-	488	
	F30	1383	1580	12,7	47	58	-	488	
	F31	1387	1568	12,0	58	69	78	497	
	F32	1412	1543	10,4	49	65	79	512	
	F33	1329	1493	8,7	-	56	-	-	
	F34	1318	1504	8,8	-	-	-	-	
	F35	1400	1561	12,3	48	63	-	-	
	F36	1344	1573	9,2	-	44	-	-	
	F37	1318	1577	10,0	-	-	-	-	
	F38	1464	1564	10,0	-	50	-	-	
	F39	1452	1565	8,0	-	55	-	-	
	F40	1458	1570	10,0	-	51	-	-	
	F41	1481	1577	10,0	-	52	-	-	
	F42	1501	1582	10,0	-	56	-	-	
	F43	1485	1579	10,0	-	57	-	-	
	F44	1458	1582	9,0	-	60	-	-	
	F45	1443	1573	11,0	-	53	-	-	
	F46	1446	1571	10,0	-	63	-	-	
	F47	1439	1570	10,0	-	56	-	-	
	F48	1462	1570	9,0	-	51	-	-	
	F49	1448	1562	9,0	-	51	-	-	
	F50	1459	1573	8,0	-	44	-	-	

Tabell 6 – Teil 2

Für Untermaßproben, das heißt für Proben, die aus Blechen mit einer Dicke kleiner 10 mm gefertigt wurden, wurde die im Kerbschlagbiegeversuch absorbierte Energie auf Vollproben, das heißt auf Proben mit einer Dicke von 10 mm, umgerechnet.

Stahl	Probe-Nr.	Wärmebehandlungszustand	Gefüge [Flächen-%]	Kaltumformverhalten (Biegen)
A	A1	1x gehärtet	100% Martensit	-
	A2	1x gehärtet + angelassen	100% angelassener Martensit	
	A3			
	A4			
B	B1	1x gehärtet	100% Martensit	-
	B2	1x gehärtet + angelassen	100% angelassener Martensit	
	B3			
	B4			
C	C1	1x gehärtet	100% Martensit	-
	C2	1x gehärtet + angelassen	100% angelassener Martensit	
	C3			
	C4			
	C5			
	C6			
D	D1	1x gehärtet	100% Martensit	-
	D2	1x gehärtet + angelassen	100% angelassener Martensit	
	D3			
	D4			
E	E1	1x gehärtet	100% Martensit	-
	E2	1x gehärtet + angelassen	100% angelassener Martensit	
	E3			
	E4			
	E5	1x gehärtet	100% Martensit	
	E6	1x gehärtet + angelassen	100% angelassener Martensit	
	E7			
	E8			

Tabelle 7 – Teil 1

Stahl	Probe-Nr.	Wärmebehandlungszustand	Gefüge [Flächen-%]	Kaltumformverhalten (Biegen)		
F	F1	1x gehärtet + angelassen	mehr als 95% angelassener Martensit	Befriedigend		
	F2					
	F3					
	F4					
	F5					
	F6					
	F7	1x gehärtet + angelassen			mehr als 95% angelassener Martensit	Befriedigend
	F8					
	F9					
	F10					
	F11					
	F12	2x gehärtet + angelassen				
	F13					
	F14					
	F15					
	F16					
	F17					
	F18					
	F19					
	F20					
	F21					
	F22					
	F23	2x gehärtet + angelassen	100% angelassener Martensit	Gut		
	F24					
	F25					
	F26					
	F27					
	F28					
	F29					
	F30					
	F31					
	F32					
	F33					
	F34					
	F35					
	F36					
	F37					
	F38	3x gehärtet + angelassen			100% angelassener Martensit	Gut
	F39					
	F40					
	F41					
	F42					
	F43					
	F44					
	F45					
	F46					
	F47					
	F48					
	F49					
	F50					

Tabelle 7 – Teil 2



Patentansprüche:

1. Hochfester Stahl, wobei der Stahl die folgende Zusammensetzung umfasst:

- (a) Kohlenstoff: 0,23 bis 0,25 Gew.-%;
- (b) Silizium: 0,15 bis 0,35 Gew.-%;
- (c) Mangan: 0,85 bis 1,00 Gew.-%;
- (d) Aluminium: 0,07 bis 0,10 Gew.-%;
- (e) Chrom: 0,65 bis 0,75 Gew.-%;
- (f) Niob: 0,02 bis 0,03 Gew.-%;
- (g) Molybdän: 0,55 bis 0,65 Gew.-%;
- (h) Vanadium: 0,035 bis 0,05 Gew.-%;
- (i) Nickel: 1,10 bis 1,30 Gew.-%;
- (j) Bor: 0,0020 bis 0,0035 Gew.-%;
- (k) Kalzium: 0,0007 bis 0,0030 Gew.-%;

und wobei der Stahl ggf. weitere Elemente umfasst, wobei für den maximalen Gehalt der weiteren Elemente gilt:

- (l) Phosphor:  $\leq 0,012$  Gew.-% und/oder
- (m) Schwefel:  $\leq 0,003$  Gew.-% und/oder
- (n) Kupfer:  $\leq 0,10$  Gew.-% und/oder
- (o) Stickstoff:  $\leq 0,006$  Gew.-% und/oder
- (p) Titan:  $\leq 0,008$  Gew.-% und/oder
- (q) Zinn:  $\leq 0,03$  Gew.-% und/oder
- (r) Wasserstoff:  $\leq 2,00$  ppm und/oder
- (s) Arsen:  $\leq 0,01$  Gew.-% und/oder
- (t) Kobalt:  $\leq 0,01$  Gew.-%;

wobei der Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen umfasst und wobei

(i) das Kohlenstoffäquivalent Pcm berechnet werden kann mit

$$P_{cm} = [C] + [Si]/30 + [Mn]/20 + [Cu]/20 + [Ni]/60 + [Cr]/20 + [Mo]/15 + [V]/10 + 5[B];$$

wobei [C], [Si], [Mn], [Cu], [Ni], [Cr], [Mo], [V], und [B] die Massenanteile der jeweiligen Elemente im hochfesten Stahl in Gew.-% sind und wobei für Pcm gilt:

$$0,38 \text{ Gew.-%} < P_{cm} \leq 0,44 \text{ Gew.-%}; \text{ und/oder}$$

(ii) das Kohlenstoffäquivalent Ceq berechnet werden kann mit

$$C_{eq} = [C] + [Si]/24 + [Mn]/6 + [Ni]/40 + [Cr]/5 + [Mo]/4 + [V]/14;$$

wobei [C], [Si], [Mn], [Ni], [Cr], [Mo] und [V] die Massenanteile der jeweiligen Elemente im hochfesten Stahl in Gew.-% sind und wobei für  $C_{eq}$  gilt:

$$0,675 \leq C_{eq} \leq 0,78 \text{ Gew.-%; und/oder}$$

(iii) das Kohlenstoffäquivalent CET berechnet werden kann mit

$$CET = [C] + ([Mn] + [Mo])/10 + ([Cr] + [Cu])/20 + [Ni]/40$$

wobei [C], [Mn], [Cr], [Mo], [Cu] und [Ni] die Massenanteile der jeweiligen Elemente im hochfesten Stahl in Gew.-% sind und wobei für CET gilt:

$$0,43 \text{ Gew.-%} \leq CET \leq 0,49 \text{ Gew.-%.}$$

2. Der hochfeste Stahl gemäß Anspruch 1, wobei die Summe der Gehalte von Kohlenstoff und von Mangan in dem hochfesten Stahl im Bereich von 1,10 bis 1,24 Gew.-% liegt.
3. Der hochfeste Stahl gemäß einem der Ansprüche 1 oder 2, wobei der Stahl eine Austenitkorngröße von  $> 11$  gemäß DIN EN ISO 643 aufweist.
4. Der hochfeste Stahl gemäß einem der vorstehenden Ansprüche, wobei der Stahl Nano-Karbidausscheidungen umfasst, welche einen mittleren Durchmesser im Bereich von 1 bis 10 nm aufweisen.
5. Der hochfeste Stahl gemäß einem der vorstehenden Ansprüche, wobei die Kerbschlagarbeit  $A_v$  bei einer Prüftemperatur von  $-40^\circ\text{C}$  bei mindestens 30 J liegt, wenn die Probe längs zur Walzrichtung ausgerichtet ist, und/oder wobei die Kerbschlagarbeit  $A_v$  bei einer Prüftemperatur von  $-40^\circ\text{C}$  bei mindestens 27 J liegt, wenn die Probe quer zur Walzrichtung ausgerichtet ist.
6. Verfahren zum Herstellen eines Stahlflachprodukts, wobei das Verfahren die folgenden Schritte umfasst:

(a) Erzeugen einer Stahlschmelze, die neben Eisen die folgenden Elemente umfasst:

Kohlenstoff:	0,23 - 0,25 Gew.-%;
Silizium:	0,15 - 0,35 Gew.-%;
Mangan:	0,85 - 1,00 Gew.-%;
Aluminium:	0,07 - 0,10 Gew.-%;
Chrom:	0,65 - 0,75 Gew.-%;
Niob:	0,02 - 0,03 Gew.-%;

Molybdän:	0,55 - 0,65 Gew.-%;
Vanadium:	0,035 - 0,05 Gew.-%;
Nickel:	1,10 - 1,30 Gew.-%;
Bor:	0,0020 - 0,0035 Gew.-%;
Kalzium:	0,0007 - 0,0030 Gew.-%;

sowie ggf. weitere Elemente, wobei für den maximalen Gehalt der weiteren Elemente gilt:

Phosphor:	$\leq 0,012$ Gew.-%; und/oder
Schwefel:	$\leq 0,003$ Gew.-%; und/oder
Kupfer:	$\leq 0,10$ Gew.-%; und/oder
Stickstoff:	$\leq 0,006$ Gew.-%; und/oder
Titan:	$\leq 0,008$ Gew.-%; und/oder
Zinn:	$\leq 0,03$ Gew.-%; und/oder
Wasserstoff:	$\leq 2,00$ ppm; und/oder
Arsen:	$\leq 0,01$ Gew.-%; und/oder
Kobalt:	$\leq 0,01$ Gew.-%

- (b) Reduktion des Wasserstoffgehaltes durch eine Vakuumbehandlung der Stahlschmelze;
- (c) Vergießen der Stahlschmelze zu einer Bramme;
- (d) Erwärmen der gebildeten Bramme auf eine Temperatur im Bereich von 1100 °C bis 1250 °C;
- (e) Entzundern der Bramme;
- (f) Warmwalzen der Bramme zu einem Stahlflachprodukt;
- (g) ggf. Aufhaspeln des Stahlflachprodukts, wobei die Haspeltemperatur mindestens 800 °C beträgt;

wobei beim Warmwalzen der Bramme zu einem Stahlflachprodukt die Walzanfangstemperatur im Bereich von 1050 °C bis 1250 °C und die Endwalztemperatur  $\geq 880$  °C beträgt und wobei für das Pcm gilt:  $0,38 \text{ Gew.-%} < \text{Pcm} \leq 0,44 \text{ Gew.-%}$ .

7. Das Verfahren gemäß Anspruch 6, wobei das Stahlflachprodukt unmittelbar nach dem Warmwalzen aus der Walzhitze heraus mindestens einer Härtebehandlung unterzogen wird, wobei die Härtebehandlung ein schnelles Abschrecken des Stahlflachprodukts

auf eine unterhalb von 200°C liegende Temperatur umfasst, wobei die Abkühlgeschwindigkeit mindestens 25 K/s beträgt.

8. Das Verfahren gemäß Anspruch 6, wobei das Stahlflachprodukt nach dem Warmwalzen mindestens einer Härtebehandlung unterzogen wird, wobei die Härtebehandlung die folgenden Schritte umfasst:
  - (i) Erwärmen des Stahlflachprodukts auf eine Austenitisierungstemperatur, welche mindestens 40 K oberhalb der Ac3-Temperatur des Stahls gemäß Anspruch 6 liegt, wobei die Ac3-Temperatur berechnet werden kann mit
$$\text{Ac3 [}^\circ\text{C]} = 902 - 255 \cdot [\text{C}] + 19 \cdot [\text{Si}] - 11 \cdot [\text{Mn}] - 5 \cdot [\text{Cr}] + 13 \cdot [\text{Mo}] - 20 \cdot [\text{Ni}] + 55 \cdot [\text{V}];$$
wobei [C], [Si], [Mn], [Cr], [Mo], [Ni] und [V] die Massenanteile der jeweiligen Elemente im hochfesten Stahl in Gew.-% sind; und
  - (ii) schnelles Abschrecken des Stahlflachprodukts, so dass die Abkühlgeschwindigkeit mindestens 25K/s beträgt, auf eine unterhalb von 200°C liegende Temperatur.
9. Das Verfahren gemäß Anspruch 7, wobei das Stahlflachprodukt nach der Härtebehandlung aus der Walzhitze heraus mindestens einer weiteren Härtebehandlung unterzogen wird, wobei die Härtebehandlung die folgenden Schritte umfasst:
  - (i) Erwärmen des Stahlflachprodukts auf eine Austenitisierungstemperatur, welche mindestens 40 K oberhalb der Ac3-Temperatur des Stahls gemäß Anspruch 6 liegt, wobei die Ac3-Temperatur berechnet werden kann mit
$$\text{Ac3 [}^\circ\text{C]} = 902 - 255 \cdot [\text{C}] + 19 \cdot [\text{Si}] - 11 \cdot [\text{Mn}] - 5 \cdot [\text{Cr}] + 13 \cdot [\text{Mo}] - 20 \cdot [\text{Ni}] + 55 \cdot [\text{V}];$$
wobei [C], [Si], [Mn], [Cr], [Mo], [Ni] und [V] die Massenanteile der jeweiligen Elemente im hochfesten Stahl in Gew.-% sind; und
  - (ii) schnelles Abschrecken des Stahlflachprodukts, so dass die Abkühlgeschwindigkeit mindestens 25K/s beträgt, auf eine unterhalb von 200°C liegende Temperatur.
10. Das Verfahren gemäß einem der Ansprüche 8 oder 9, wobei das Stahlflachprodukt auf eine Austenitisierungstemperatur im Bereich von 860°C bis 920°C gebracht wird.
11. Das Verfahren gemäß einem der Ansprüche 8, 9 oder 10, wobei die Haltedauer auf Austenitisierungstemperatur des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts höchstens 60 Minuten beträgt.

12. Das Verfahren gemäß einem der Ansprüche 8 bis 11, wobei die Härtebehandlung des Stahlflachprodukts mehrfach erfolgt, insbesondere zweifach oder dreifach.
13. Das Verfahren gemäß einem der Ansprüche 7 bis 12, wobei das Stahlflachprodukt nach der Härtebehandlung eine Austenitkorngröße von  $> 11$  gemäß DIN EN ISO 643 hat.
14. Das Verfahren gemäß einem der Ansprüche 7 bis 13, wobei das Stahlflachprodukt nach der Härtebehandlung angelassen wird, und wobei die Haltezeit der Anlassbehandlung weniger als 15 Minuten beträgt und die Temperatur der Anlassbehandlung unterhalb der Ac1-Temperatur liegt, wobei die Ac1-Temperatur berechnet werden kann mit
$$\text{Ac1 [}^\circ\text{C]} = 739 - 22[\text{C}] + 2[\text{Si}] - 7[\text{Mn}] + 14[\text{Cr}] + 13[\text{Mo}] - 13[\text{Ni}] + 20[\text{V}],$$
wobei [C], [Si], [Mn], [Cr], [Mo], [Ni] und [V] die Massenanteile der jeweiligen Elemente im hochfesten Stahl in Gew.-% sind.
15. Das Verfahren gemäß einem der Ansprüche 6 bis 14, wobei die Blechdicke des Stahlflachprodukts im Bereich von 3,0 mm bis 40,0 mm liegt und die Blechbreite des Stahlflachprodukts  $\leq 3900$  mm ist.

**INTERNATIONAL SEARCH REPORT**

International application No  
PCT/EP2015/067084

<b>A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER</b>					
INV.	C21D8/02	C21D9/46	C21D1/18	C22C38/00	C22C38/12
	C22C38/44	C22C38/46	C22C38/48	C22C38/50	C22C38/54
ADD.	C22C38/02	C22C38/04	C22C38/06	C22C38/42	

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

<b>B. FIELDS SEARCHED</b>
Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols) C21D C22C

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used) EPO-Internal, WPI Data
--

**C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT**

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	WO 2014/114159 A1 (BAOSHAN IRON & STEEL [CN]) 31 July 2014 (2014-07-31) claims 1-3 tables 1-7 paragraph [0043] -----	1-15
A	EP 2 824 198 A1 (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORP [JP]) 14 January 2015 (2015-01-14) paragraph [0089] - paragraph [0090] -----	1-15
A	EP 2 796 587 A1 (JFE STEEL CORP [JP]) 29 October 2014 (2014-10-29) paragraph [0047]; claims 10, 11 -----	1-15
A	CN 102 534 423 A (BAOSHAN IRON & STEEL) 4 July 2012 (2012-07-04) the whole document -----	1-15
	-/--	

Further documents are listed in the continuation of Box C.       See patent family annex.

\* Special categories of cited documents :

"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date	"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)	"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means	"&" document member of the same patent family
"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed	

Date of the actual completion of the international search  17 March 2016	Date of mailing of the international search report  31/03/2016
--	--

Name and mailing address of the ISA/ European Patent Office, P.B. 5818 Patentlaan 2 NL - 2280 HV Rijswijk Tel. (+31-70) 340-2040, Fax: (+31-70) 340-3016	Authorized officer  Pircher, Ernst
--	--

# INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No  
PCT/EP2015/067084

C(Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT		
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	CN 102 747 303 A (BAOSHAN IRON & STEEL) 24 October 2012 (2012-10-24) the whole document -----	1-15

# INTERNATIONAL SEARCH REPORT

Information on patent family members

International application No PCT/EP2015/067084
---

Patent document cited in search report	Publication date	Patent family member(s)	Publication date
WO 2014114159	A1	31-07-2014	AU 2013375524 A1 13-08-2015
			CN 103060715 A 24-04-2013
			EP 2949775 A1 02-12-2015
			KR 20150109462 A 01-10-2015
			US 2015354040 A1 10-12-2015
			WO 2014114159 A1 31-07-2014
-----			
EP 2824198	A1	14-01-2015	AR 090243 A1 29-10-2014
			AU 2013228617 A1 17-04-2014
			CA 2849287 A1 12-09-2013
			CN 104039989 A 10-09-2014
			EA 201491650 A1 30-01-2015
			EP 2824198 A1 14-01-2015
			JP 5387799 B1 15-01-2014
			JP WO2013133076 A1 30-07-2015
			US 2015041030 A1 12-02-2015
			WO 2013133076 A1 12-09-2013
-----			
EP 2796587	A1	29-10-2014	AR 089398 A1 20-08-2014
			CA 2857439 A1 27-06-2013
			CN 104011251 A 27-08-2014
			EP 2796587 A1 29-10-2014
			JP 2013129879 A 04-07-2013
			RU 2014130096 A 20-02-2016
			US 2014352836 A1 04-12-2014
			WO 2013094179 A1 27-06-2013
-----			
CN 102534423	A	04-07-2012	NONE
-----			
CN 102747303	A	24-10-2012	NONE
-----			



# INTERNATIONALER RECHERCHENBERICHT

Internationales Aktenzeichen

PCT/EP2015/067084

<b>A. KLASSIFIZIERUNG DES ANMELDUNGSGEGENSTANDES</b>					
INV.	C21D8/02	C21D9/46	C21D1/18	C22C38/00	C22C38/12
	C22C38/44	C22C38/46	C22C38/48	C22C38/50	C22C38/54
ADD.	C22C38/02	C22C38/04	C22C38/06	C22C38/42	
Nach der Internationalen Patentklassifikation (IPC) oder nach der nationalen Klassifikation und der IPC					
<b>B. RECHERCHIERTER GEBIETE</b>					
Recherchierter Mindestprüfstoff (Klassifikationssystem und Klassifikationssymbole )					
C21D C22C					
Recherchierte, aber nicht zum Mindestprüfstoff gehörende Veröffentlichungen, soweit diese unter die recherchierten Gebiete fallen					
Während der internationalen Recherche konsultierte elektronische Datenbank (Name der Datenbank und evtl. verwendete Suchbegriffe)					
EPO-Internal, WPI Data					
<b>C. ALS WESENTLICH ANGESEHENE UNTERLAGEN</b>					
Kategorie*	Bezeichnung der Veröffentlichung, soweit erforderlich unter Angabe der in Betracht kommenden Teile				Betr. Anspruch Nr.
X	WO 2014/114159 A1 (BAOSHAN IRON & STEEL [CN]) 31. Juli 2014 (2014-07-31) Ansprüche 1-3 Tabellen 1-7 Absatz [0043]				1-15
A	EP 2 824 198 A1 (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORP [JP]) 14. Januar 2015 (2015-01-14) Absatz [0089] - Absatz [0090]				1-15
A	EP 2 796 587 A1 (JFE STEEL CORP [JP]) 29. Oktober 2014 (2014-10-29) Absatz [0047]; Ansprüche 10, 11				1-15
A	CN 102 534 423 A (BAOSHAN IRON & STEEL) 4. Juli 2012 (2012-07-04) das ganze Dokument				1-15
	----- -/--				
<input checked="" type="checkbox"/> Weitere Veröffentlichungen sind der Fortsetzung von Feld C zu entnehmen <input checked="" type="checkbox"/> Siehe Anhang Patentfamilie					
* Besondere Kategorien von angegebenen Veröffentlichungen : "A" Veröffentlichung, die den allgemeinen Stand der Technik definiert, aber nicht als besonders bedeutsam anzusehen ist "E" frühere Anmeldung oder Patent, die bzw. das jedoch erst am oder nach dem internationalen Anmeldedatum veröffentlicht worden ist "L" Veröffentlichung, die geeignet ist, einen Prioritätsanspruch zweifelhaft erscheinen zu lassen, oder durch die das Veröffentlichungsdatum einer anderen im Recherchenbericht genannten Veröffentlichung belegt werden soll oder die aus einem anderen besonderen Grund angegeben ist (wie ausgeführt) "O" Veröffentlichung, die sich auf eine mündliche Offenbarung, eine Benutzung, eine Ausstellung oder andere Maßnahmen bezieht "P" Veröffentlichung, die vor dem internationalen Anmeldedatum, aber nach dem beanspruchten Prioritätsdatum veröffentlicht worden ist			"T" Spätere Veröffentlichung, die nach dem internationalen Anmeldedatum oder dem Prioritätsdatum veröffentlicht worden ist und mit der Anmeldung nicht kollidiert, sondern nur zum Verständnis des der Erfindung zugrundeliegenden Prinzips oder der ihr zugrundeliegenden Theorie angegeben ist "X" Veröffentlichung von besonderer Bedeutung; die beanspruchte Erfindung kann allein aufgrund dieser Veröffentlichung nicht als neu oder auf erfinderischer Tätigkeit beruhend betrachtet werden "Y" Veröffentlichung von besonderer Bedeutung; die beanspruchte Erfindung kann nicht als auf erfinderischer Tätigkeit beruhend betrachtet werden, wenn die Veröffentlichung mit einer oder mehreren Veröffentlichungen dieser Kategorie in Verbindung gebracht wird und diese Verbindung für einen Fachmann naheliegend ist "&" Veröffentlichung, die Mitglied derselben Patentfamilie ist		
Datum des Abschlusses der internationalen Recherche			Absenddatum des internationalen Recherchenberichts		
17. März 2016			31/03/2016		
Name und Postanschrift der Internationalen Recherchenbehörde Europäisches Patentamt, P.B. 5818 Patentlaan 2 NL - 2280 HV Rijswijk Tel. (+31-70) 340-2040, Fax: (+31-70) 340-3016			Bevollmächtigter Bediensteter  Pircher, Ernst		

C. (Fortsetzung) ALS WESENTLICH ANGESEHENE UNTERLAGEN		
Kategorie*	Bezeichnung der Veröffentlichung, soweit erforderlich unter Angabe der in Betracht kommenden Teile	Betr. Anspruch Nr.
A	CN 102 747 303 A (BAOSHAN IRON & STEEL) 24. Oktober 2012 (2012-10-24) das ganze Dokument -----	1-15

## INTERNATIONALER RECHERCHENBERICHT

Angaben zu Veröffentlichungen, die zur selben Patentfamilie gehören

Internationales Aktenzeichen

PCT/EP2015/067084

Im Recherchenbericht angeführtes Patentdokument	Datum der Veröffentlichung	Mitglied(er) der Patentfamilie	Datum der Veröffentlichung
WO 2014114159	A1	31-07-2014	
		AU 2013375524 A1	13-08-2015
		CN 103060715 A	24-04-2013
		EP 2949775 A1	02-12-2015
		KR 20150109462 A	01-10-2015
		US 2015354040 A1	10-12-2015
		WO 2014114159 A1	31-07-2014
-----			
EP 2824198	A1	14-01-2015	
		AR 090243 A1	29-10-2014
		AU 2013228617 A1	17-04-2014
		CA 2849287 A1	12-09-2013
		CN 104039989 A	10-09-2014
		EA 201491650 A1	30-01-2015
		EP 2824198 A1	14-01-2015
		JP 5387799 B1	15-01-2014
		JP WO2013133076 A1	30-07-2015
		US 2015041030 A1	12-02-2015
		WO 2013133076 A1	12-09-2013
-----			
EP 2796587	A1	29-10-2014	
		AR 089398 A1	20-08-2014
		CA 2857439 A1	27-06-2013
		CN 104011251 A	27-08-2014
		EP 2796587 A1	29-10-2014
		JP 2013129879 A	04-07-2013
		RU 2014130096 A	20-02-2016
		US 2014352836 A1	04-12-2014
		WO 2013094179 A1	27-06-2013
-----			
CN 102534423	A	04-07-2012	KEINE
-----			
CN 102747303	A	24-10-2012	KEINE
-----			