

(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
03. Oktober 2019 (03.10.2019)



(10) Internationale Veröffentlichungsnummer
WO 2019/185108 A1

(51) Internationale Patentklassifikation:

C21D 6/00 (2006.01)	C23C 30/00 (2006.01)
C21D 8/02 (2006.01)	C22C 38/38 (2006.01)
C21D 8/04 (2006.01)	C22C 38/00 (2006.01)
C23C 2/04 (2006.01)	C22C 38/02 (2006.01)
C23C 2/06 (2006.01)	C22C 38/10 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01)	C22C 38/12 (2006.01)
C21D 9/48 (2006.01)	C22C 38/14 (2006.01)
C22C 38/04 (2006.01)	C22C 38/16 (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01)	C22C 38/18 (2006.01)
C22C 38/20 (2006.01)	C22C 38/44 (2006.01)
C22C 38/40 (2006.01)	C22C 38/46 (2006.01)
C22C 38/42 (2006.01)	C22C 38/48 (2006.01)
C22C 38/52 (2006.01)	C22C 38/50 (2006.01)

(21) Internationales Aktenzeichen: PCT/EP2018/057631

(22) Internationales Anmeldedatum:
26. März 2018 (26.03.2018)

(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, 45143 Essen (DE).

(72) Erfinder: **SCHWABE, Jonas Karl Moritz**; Auf dem
Dorn 14, 47249 Duisburg (DE). **HOFMANN, Harald**;
Am Schlosspark 13a, 44357 Dortmund (DE). **SCHIR-**
MER, Matthias; Sonnenstraße 84, 40227 Düsseldorf (DE).
BALICHEV, Evgeny; Brabantstraße 9, 40235 Düsseldorf
(DE). **BÄUMER, Annette**; Alter Markt 11, 47051 Duis-
burg (DE).

(74) Anwalt: **THYSSENKRUPP INTELLECTUAL PRO-**
PERTY GMBH; ThyssenKrupp Allee 1, 45143 Essen
(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, DJ, DK, DM,
DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT,
HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JO, JP, KE, KG, KH, KN,

(54) Title: COLD-ROLLED FLAT STEEL PRODUCT, USE AND METHOD FOR PRODUCING SUCH A FLAT STEEL PROD-
UCT

(54) Bezeichnung: KALTGEWALZTES STAHLFLACHPRODUKT SOWIE VERWENDUNG UND VERFAHREN ZUR
HERSTELLUNG EINES SOLCHEN STAHLFLACHPRODUKTS

(57) Abstract: The invention provides a high-strength, cold-rolled flat steel product which is highly reliable in satisfying the practical requirements for its usability, has an n value of at least 0.21, and can be reliably produced on an industrial scale. To this end, the flat steel product is made of a steel which consists of (in wt%) C: 0.08 - 0.25 %, Al: 3 - 5.4 %, Mn: 6 - 14 %, B: 0 - 0.1 %, Cr: 0 - 2 %, Si: 0 - 0.4 %, P: 0 - 0.1 %, S: 0 - 0.3 %, Ta: 0 - 0.5 %, W: 0 - 0.5 %, Ni: 0 - 2 %, Cu: 0 - 2 %, Ca: 0 - 0.15 %, N: 0 - 0.02 % Co: 0 - 2 % and one or more elements from the group "Ti, Nb, V and Mo", with the proviso that the sum of the contents of these elements is 0.05 - 1 %, and/or one or more elements from the group "Zr, La, Ce and Y", with the proviso that the sum of the contents of these elements is 0.05 - 0.3 %, and consists of residual iron and unavoidable impurities, wherein $\%Mn/\%Al > 1.2$ applies to the ratio $\%Mn/\%Al$, and $3 < Al_{eq} < 8$ applies to $Al_{eq} = \%Al + 0.4 \times (\%Si)^3 - 3 \times (\%Si)^2 + 8.3 \times \%Si$, where $\%Mn$, $\%Al$ and $\%Si$ are the Mn-, Al-, and Si-contents of the steel, and the microstructure of 10 - 60 area% of the flat steel product is austenitic and 40 - 90 area% is ferritic with an austenitic particle mean size of 0.85 - 3 μm . In addition, the invention provides a method for producing such a flat steel product, said method comprising final annealing as the fundamental work step, carried out as continuous annealing over 20 s - 10 min at 950 - 1070°C or as box annealing over 0.5 - 60 h at $> 850 - 950^\circ C$.

(57) Zusammenfassung: Die Erfindung stellt ein den praktischen Anforderungen an seine Verwendbarkeit mit hoher Sicherheit genügendes höherfestes kaltgewalztes Stahlflachprodukt mit einem n-Wert von mindestens 0,21 zur Verfügung, das sich im großindustriellen Maßstab betriebssicher erzeugen lässt. Das Stahlflachprodukt ist hierzu aus einem Stahl hergestellt, der aus (in Gew.-%) C: 0,08 - 0,25 %, Al: 3 - 5,4 %, Mn: 6 - 14 %, B: 0 - 0,1 %, Cr: 0 - 2 %, Si: 0 - 0,4 %, P: 0 - 0,1 %, S: 0 - 0,3 %, Ta: 0 - 0,5 %, W: 0 - 0,5 %, Ni: 0 - 2 %, Cu: 0 - 2 %, Ca: 0 - 0,15 %, N: 0 - 0,02 % Co: 0 - 2 % sowie einem oder mehreren Elementen aus der Gruppe "Ti, Nb, V, Mo" mit der Maßgabe, dass die Summe der Gehalte an diesen Elementen 0,05 - 1 % beträgt, und/oder einem oder mehreren Elementen aus der Gruppe "Zr, La, Ce, Y" mit der Maßgabe, dass die Summe der Gehalte an diesen Elementen 0,05 - 0,3 % beträgt, sowie Rest Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen besteht, wobei für das Verhältnis $\%Mn/\%Al$ gilt $\%Mn/\%Al > 1,2$ und für $Al_{eq} = \%Al + 0,4 \times (\%Si)^3 - 3 \times (\%Si)^2 + 8,3 \times \%Si$ gilt $3 < Al_{eq} < 8$ mit $\%Mn$: Mn-, $\%Al$: Al- und $\%Si$: Si-Gehalt des Stahls, wobei das Gefüge des Stahlflachprodukts zu 10 - 60 Flächen-% aus Austenit und zu 40 - 90 Flächen-% aus Ferrit bei einer mittleren Korngröße des Austenits von 0,85—3 μm besteht. Darüber hinaus stellt die Erfindung ein Verfahren zur Herstellung eines solchen Stahlflachprodukts bereit, das als wesentlichen Arbeitsschritt eine als Durchlaufglühung über 20 s - 10 min bei 950 - 1070°C oder als Haubenglühung über 0,5 - 60 h bei $> 850 - 950^\circ C$ durchgeführte Schlussglühung umfasst.

WO 2019/185108 A1

KP, KR, KW, 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)

Kaltgewalztes Stahlflachprodukt sowie Verwendung und Verfahren zur Herstellung eines solchen Stahlflachprodukts

Die Erfindung betrifft ein kaltgewalztes Stahlflachprodukt, das eine für die Umformung zu Bauteilen, insbesondere Fahrzeugbauteilen und desgleichen, optimale Kombination seiner mechanischen Eigenschaften besitzt.

Des Weiteren betrifft die Erfindung ein Verfahren zur Herstellung eines solchen kaltgewalzten Stahlflachprodukts.

Ebenso nennt die Erfindung für derartige Stahlflachprodukte besonders geeignete Verwendungen.

Wenn im vorliegenden Text Gehalte eines Stahls oder eines Stahlflachprodukts genannt sind, beziehen sich diese Gehaltsangaben immer auf das Gewicht (Angabe in Gew.-%), sofern nichts anderes ausdrücklich angegeben ist. Sind im vorliegenden Text Angaben zur Zusammensetzung von Atmosphären oder Gasgemischen angegeben, so beziehen sich die zu den einzelnen Bestandteilen gemachten Gehaltsangaben immer auf das Volumen (Angabe in Vol.-%), sofern nichts anderes ausdrücklich angegeben ist. Sind im vorliegenden Text Angaben zu Gehalten einzelner Bestandteile am Gefüge eines Stahlflachprodukts gemacht, so beziehen sich diese immer auf den am Gefügeschliff gemäß DIN EN 13925 (2003.07) ermittelten Anteil in Flächen-% (Angabe in Flächen-%), sofern nichts anderes ausdrücklich angegeben ist.

Unter dem Begriff "Stahlflachprodukt" werden im vorliegenden Text in einem Walzprozess erzeugte Stahlbänder oder Stahlbleche sowie daraus gewonnene Zuschnitte, Platten und vergleichbare Produkte verstanden, deren Dicke jeweils wesentlich kleiner ist als ihre Breite und Länge.

Wenn hier vom „n-Wert“ die Rede ist, dann ist damit der als „ n_{10-20} “ gemäß DIN 10275 im Zugversuch bestimmte n-Wert gemeint. Der Zugversuch selbst wird dabei nach DIN EN ISO 6892-1 (Probenform 1) durchgeführt.

Wenn hier vom „r-Wert“ die Rede ist, dann ist damit der als „ r_{10-20} “ gemäß DIN 10113 im Zugversuch bestimmte r-Wert gemeint. Der Zugversuch selbst wird dabei auch hier nach DIN EN ISO 6892-1 (Probenform 1) durchgeführt.

Höherfeste, kaltumformbare Stähle und daraus erzeugte Stahlflachprodukte werden insbesondere für die Herstellung von Karosseriebauteilen für Kraftfahrzeuge benötigt. Gerade dort besteht die Forderung, dass die Bleche, aus denen die Bauteile gefertigt werden, bei einem optimal geringen Gewicht nicht nur gut verformbar sind, sondern auch eine ausreichende Festigkeit besitzen, um bei geringen Blechdicken einen effektiven Beitrag zur Stabilität der Karosserie leisten zu können.

Aus der US 2017/0114433 A9 ist ein kaltgewalztes Stahlblech bekannt, das nach einer Glühung TRIP-Eigenschaften und eine Zugfestigkeit von mindestens 1000 MPa, insbesondere mindestens 1180 MPa, bei einer Gesamtdehnung von mindestens 15 %, insbesondere mindestens 20 %, aufweisen soll. Das Stahlblech besteht aus (in Gew.-%) C: 0,1 - 0,3 %; Mn: 4 – 10 %, Al: 0,05 – 5 %, Si: 0,05 – 5 %; und Nb: 0,008 - 0,1, Rest Eisen und unvermeidliche Verunreinigungen, wobei Mn-Gehalte von 4 – 7 %, insbesondere 6 - 7 %, Si-Gehalte von 0,1 – 1,1 und Al-Gehalte von 0,5 - 1,6 % besonders bevorzugt sind. Ebenso werden ein Nb-Gehalt von 0,02 % und C-Gehalte von 0,15 - 0,17 % als besonders günstig angesehen. Dabei besteht die Mikrostruktur des kaltgewalzten Blechs zu mindestens 20 % aus Restaustenit und zu mehr als 50 % aus lanzettenartig geglühtem („lath type“) Ferrit. Gleichzeitig besitzen der Restaustenit und der Ferrit eine ultrafeine Korngröße von weniger als 5 μm . Um die angestrebte Struktur und Festigkeitseigenschaften zu erzielen, ist im Labormaßstab eine

entsprechend zusammengesetzte, durch Vakuuminduktionsschmelzen erschmolzene Schmelze zu Brammen vergossen worden, die anschließend zu 20 mm dicken Platten vorgewalzt worden ist. Die Platten sind über 3 Stunden bei einer Temperatur von 1230 °C gehalten worden, um eine Homogenisierung zu bewirken, und darauf folgend in drei Schritten zu Platten mit einer Dicke von 4 mm fertig warmgewalzt worden. Die mit einer Endtemperatur von 900 °C die Fertigwarmwalzstaffel verlassenden warmgewalzten Platten sind dann beschleunigt auf eine Haspeltemperatur von 750 °C abgekühlt worden, bei der sie anschließend für eine Stunde gehalten worden sind. Anschließend sind die Platten im Ofen auf Raumtemperatur gehalten worden. Auf diese Weise sollten die Vorgänge simuliert werden, die ablaufen, wenn ein in entsprechender Weise erzeugtes Warmband zu einem Haspel gewickelt wird und im Haspel auf Raumtemperatur abkühlt. Nach einer Glühung sind die warmgewalzten Platten mit einer Dickenreduktion von 40 – 50 % kaltgewalzt worden. Die kaltgewalzten Platten haben schließlich eine Durchlaufglüheinrichtung durchlaufen, in der ein Glühzyklus simuliert wurde, bei dem die Platten mit einer Aufheizrate von 10 °C/s auf 650 – 750 °C, insbesondere 680 – 740 °C, erwärmt und für 180 Sekunden bei dieser Temperatur gehalten worden sind, um darauf folgend mit einer Abkühlrate von 10 °C/s auf Raumtemperatur abgekühlt zu werden.

Der Vorteil von Stahlflachprodukten der voranstehend erläuterten Art besteht in ihrer Kombination aus in Folge ihrer vergleichbar geringen Dichte geringem Gewicht, hoher Festigkeit und guten Dehnungseigenschaften. Allerdings erweist sich die Erzeugung solcher Stahlflachprodukte im großindustriellen Maßstab als problematisch. So zeigt sich beispielsweise eine hohe Empfindlichkeit gegen die Entstehung von Kantenrissen beim Warmwalzen. Auch erweist es sich in der Praxis häufig als schwierig, komplex geformte Bauteile, wie sie insbesondere im Bereich des Fahrzeugbaus benötigt werden, durch Tiefziehen oder vergleichbare

Umformoperationen zu formen, bei denen hohe Verformungsgrade erzielt werden können.

Vor dem Hintergrund des Standes der Technik hat sich die Aufgabe ergeben, ein den praktischen Anforderungen an seine Verwendbarkeit mit hoher Sicherheit genügendes kaltgewalztes Stahlflachprodukt zu schaffen, das sich auch im großindustriellen Maßstab betriebssicher erzeugen lässt.

Darüber hinaus sollten ein praxisgerechtes Verfahren zur Herstellung und mindestens eine vorteilhafte Verwendung eines solchen Stahlflachprodukts angegeben werden.

In Bezug auf das Stahlflachprodukt hat die Erfindung diese Aufgabe dadurch gelöst, dass ein solches Stahlflachprodukt gemäß Anspruch 1 ausgebildet ist.

Ein die voranstehend genannte Aufgabe erfindungsgemäß lösendes Verfahren ist in Anspruch 12 angegeben.

Dabei sind erfindungsgemäße Stahlflachprodukte in besonderer Weise für die Herstellung von Fahrzeugbauteilen, insbesondere für Fahrwerks- oder Karosserieteile von Kraftfahrzeugen, wie Personen- oder Lastkraftwagen, geeignet. Zu diesen Teilen zählen beispielsweise Komponenten für die Lenkung, Radfelgen, Komponenten für das Fahrgestell von Fahrzeugen und desgleichen. Jedoch können erfindungsgemäße Stahlflachprodukte auch besonders gut zur Herstellung von Einrichtungen verwendet werden, die einen ballistischen Schutz bieten sollen. Auf Grund ihrer guten Umformbarkeit sind erfindungsgemäße Stahlflachprodukte darüber hinaus in besonderer Weise für Innen- oder Außenhochdruckumformverfahren geeignet. So lassen sich aus erfindungsgemäßen Stahlflachprodukten beispielsweise auch Bauteile für Verbrennungsmotoren, wie Nockenwellen, Kolbenstangen und desgleichen, herstellen. Des Weiteren können

erfindungsgemäße Stahlflachprodukte im Bereich des Behälterbaus oder anderer Anwendungen, bei denen großvolumige Körper mit komplexer Formgebung erzeugt werden müssen, mit Erfolg eingesetzt werden.

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

Ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt zeichnet sich demnach dadurch aus, dass es im kaltgewalzten Zustand einen mindestens 0,21 betragenden n-Wert aufweist, wobei das Stahlflachprodukt aus einem Stahl hergestellt ist, der aus (in Gew.-%)

C: 0,08 - 0,25 %,
Al: 3 - 5,4 %,
Mn: 6 - 14 %,
B: 0 - 0,1 %,
Cr: 0 - 2 %,
Si: 0 - 0,4 %,
P: 0 - 0,1 %,
S: 0 - 0,3 %,
Ta: 0 - 0,5 %,
W: 0 - 0,5 %,
Ni: 0 - 2 %,
Cu: 0 - 2 %,
Ca: 0 - 0,15 %,
N: 0 - 0,02 %
Co: 0 - 2 %

sowie einem Element oder mehreren Elementen aus der Gruppe „Ti, Nb, V, Mo“ mit der Maßgabe, dass die Summe der Gehalte an diesen Elementen mindestens 0,05 % und höchstens 1 % beträgt, und/oder

einem Element oder mehreren Elementen aus der Gruppe „Zr, La, Ce, Y“ mit der Maßgabe, dass die Summe der Gehalte an diesen Elementen mindestens 0,05 % und höchstens 0,3 % beträgt, sowie Rest Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen

besteht,

wobei für das Verhältnis $\%Mn/\%Al$ gilt $\%Mn/\%Al > 1,2$

und für $Al_{eq} = \%Al + 0,4 \times (\%Si)^3 - 3 \times (\%Si)^2 + 8,3 \times \%Si$ gilt $3 \leq Al_{eq} \leq 8$

mit $\%Mn$: jeweiliger Mn-Gehalt des Stahls

$\%Al$: jeweiliger Al-Gehalt des Stahls

$\%Si$: jeweiliger Si-Gehalt des Stahls

wobei das Gefüge des Stahlflachprodukts zu 10 – 60 Flächen-% aus Austenit und zu 40 – 90 Flächen-% aus Ferrit bei einer mittleren Korngröße des Austenits von 0,85 — 3 μm besteht.

Das erfindungsgemäße Stahlflachprodukt weist dabei eine Zusammensetzung und einen Gefügezustand auf, die ihm für die jeweiligen Verwendungszwecke optimierte Eigenschaften verleihen.

So sieht die Erfindung einen Gehalt an Kohlenstoff („C“) von 0,08 – 0,25 Gew.-% vor, um eine ausreichende Menge Austenit im Gefüge des Stahlflachprodukts zu gewährleisten. Dabei ist der C-Gehalt auf 0,25 Gew.-% beschränkt, um die Neigung zur Bildung von spröden Kappa-Karbiden an den Korngrenzen zu vermeiden. Solche Karbide würden die Warm- und Kaltumformbarkeit der erfindungsgemäßen Stahlflachprodukte beeinträchtigen. Im erfindungsgemäß vorgegebenen Gehaltsbereich wirkt der Kohlenstoff verfestigend durch Mischkristallbildung und erhöht die Stapelfehlerenergie, was wiederum zur Steigerung der Festigkeit beiträgt. Neben den negativen Auswirkungen auf die Verformbarkeit würden höhere C-Gehalte die Schweißbarkeit beeinträchtigen. Daher ist die Obergrenze des C-Gehalts erfindungsgemäß auf 0,25 Gew.-% beschränkt, wobei sich C-Gehalte von höchstens 0,22 Gew.-%, insbesondere von

höchstens 0,19 Gew.-% oder ganz besonders bevorzugt von höchstens 0,17 Gew.-% als besonders günstig in Bezug auf die Vermeidung negativer Wirkungen des C-Gehalts herausgestellt haben. Die positiven Wirkungen der Anwesenheit von C im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt lassen sich dagegen dadurch nutzen, dass der C-Gehalt mindestens 0,08 Gew.-% beträgt, wobei sich bei Gehalten von mindestens 0,11 Gew.-% C, insbesondere mindestens 0,13 Gew.-% C, die vorteilhaften Wirkungen besonders sicher einstellen.

Aluminium („Al“) ist im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt in Gehalten von 3 – 5,4 Gew.-% vorhanden, um einerseits die Dichte und damit einhergehend das Gewicht des Stahlflachprodukts zu vermindern und um andererseits die Zugfestigkeit durch Mischkristallhärtung zu erhöhen. Al trägt zudem zur Bildung des Ferritanteils im Gefüge des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts bei. Diese günstigen Effekte stellen sich bei Al-Gehalten von mindestens 3 Gew.-% ein, wobei Gehalte von mindestens 4 Gew.-% in dieser Hinsicht besonders günstig sind. Um jedoch negative Einflüsse zu vermeiden, ist der Al-Gehalt eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts auf höchstens 5,4 Gew.-% beschränkt. Oberhalb dieser Grenze liegende Al-Gehalte würden zu einer Verschlechterung der Kaltumformbarkeit durch Bildung intermetallischer Phasen führen. Als besonders geeignet zum Erreichen einer guten Kaltumformbarkeit haben sich Al-Gehalte von höchstens 5,1 Gew.-% erwiesen. Darüber hinaus bildet Al, wenn es in höheren Gehalten vorhanden ist, mit Stickstoff und Kohlenstoff versprödende Partikel, vermindert die Wärmeleitfähigkeit und senkt das E-Modul.

Mangan („Mn“) ist im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt in Gehalten von 6 – 14 Gew.-% vorhanden. Mn trägt zur Bildung einer ausreichenden Menge an Austenit im Gefüge des Stahlflachprodukts und ihrer Stabilität bei. Gleichzeitig verbessert die Anwesenheit von Mn in den erfindungsgemäß vorgeschriebenen Mengen die Warmformbarkeit, die Schweißbarkeit und die Festigkeit des Stahlflachprodukts. Dabei wirkt Mn bei der Erzeugung des Stahls, aus dem das erfindungsgemäße Stahlflachprodukt besteht, desoxidierend. Zu hohe Mn-Gehalte

werden vermieden, um die Korrosionsbeständigkeit des Stahlflachprodukts nicht zu beeinträchtigen. Zudem führen zu hohe Mn-Gehalte zu einer zu hohen Stabilität des Austenits, sodass der TRIP-Effekt verhindert oder eingeschränkt wird, was sich negativ auf die Umformbarkeit des Stahlflachprodukts auswirkt. Besonders sicher lassen sich die positiven Einflüsse von Mn in einem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt bei Gehalten von mindestens 8 Gew.-%, insbesondere mindestens 9 Gew.-%, nutzen. Negative Einflüsse der Anwesenheit von Mn bei gleichzeitig optimiertem Kosten-Nutzen-Verhältnis lassen sich dadurch vermeiden, dass der Mn-Gehalt auf höchstens 12 Gew.-%, insbesondere höchstens 11,0 Gew.-%, beschränkt wird. Als besonders günstig zum Erreichen einer guten Umformbarkeit haben sich Mn-Gehalte von höchstens 10,7 Gew.-% erwiesen.

Bor („B“) kann im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt optional vorhanden sein, um die Ausprägung eines feinen Gefüges zu unterstützen. Hierzu können bis zu 0,1 Gew.-% B vorgesehen sein. Dabei ergibt sich ein positiver Beitrag von B zu den Eigenschaften eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts bereits bei Gehalten von 0,005 Gew.-%. Besonders effektiv lässt sich der positive Einfluss von B bei B-Gehalten von weniger als 0,02 Gew.-% nutzen.

Chrom („Cr“) kann dem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt optional in Gehalten von bis zu 2 Gew.-% zugegeben werden, um die Korrosions- und Oxidationsbeständigkeit zu verbessern. Bei oberhalb von 2 Gew.-% liegenden Gehalten können sich Cr-Karbide bilden, die die Verformbarkeit des Stahlflachprodukts beeinträchtigen können. Besonders effektiv lässt sich der positive Einfluss von Cr bei Cr-Gehalten von weniger als 0,8 Gew.-% nutzen. Die positiven Wirkungen von Cr lassen sich im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt dann besonders sicher nutzen, wenn der Cr-Gehalt mindestens 0,05 Gew.-%, insbesondere mindestens 0,10 Gew.-% beträgt.

Optional vorhandene Gehalte von bis zu 0,4 Gew.-% an Silizium („Si“) können dem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt zugegeben werden, um die Festigkeit und

Korrosionsbeständigkeit zu erhöhen. Gleichzeitig verringert Si wie Al die Dichte des Werkstoffs und trägt zur Desoxidation bei. Zu hohe Si-Gehalte können jedoch die Duktilität verschlechtern und die Schweißeignung des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts herabsetzen. Diese negativen Einflüsse können dadurch sicher vermieden werden, dass bei einem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt der Si-Gehalt auf höchstens 0,3 Gew.-% beschränkt wird. Gleichzeitig treten die Wirkungen von Si im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt schon dann ein, wenn der Si-Gehalt mindestens 0,05 Gew.-%, insbesondere mindestens 0,1 Gew.-%, beträgt.

Phosphor („P“) ist grundsätzlich unerwünscht im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt, weil es Seigerung verursacht und die Kaltumformbarkeit, Schweißbarkeit und Oxidationsbeständigkeit beeinträchtigt. Daher ist der P-Gehalt auf höchstens 0,1 Gew.-%, insbesondere höchstens 0,05 Gew.-%, beschränkt.

Schwefel („S“) ist ebenfalls im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt ein unerwünschtes Begleitelement, da es bei zu hohen Gehalten die Warmumformbarkeit beim Warmwalzen mindert und die Korrosionsbeständigkeit verschlechtert.

Tantal („Ta“) und Wolfram („W“) können dem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt zur Festigkeitssteigerung durch Karbidbildung in Gehalten von bis zu 0,5 Gew.-% beigegeben werden. Ein optimales Kosten-Nutzen-Verhältnis ergibt sich dabei bei Gehalten von bis zu 0,1 Gew.-%.

Optional in Gehalten von bis zu 2 Gew.-% vorhandenes Nickel („Ni“) erhöht die Menge und die Stabilität des im Gefüge eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts vorhandenen Austenits. Gleichzeitig trägt Ni zur Festigkeit und Zähigkeit des Stahlflachprodukts bei. Ebenso erhöht Ni die Korrosionsbeständigkeit. Diese vorteilhaften Wirkungen lassen sich insbesondere dann nutzen, wenn der Ni-Gehalt eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts

mindestens 0,05 Gew.-% beträgt. Besonders effektiv lässt sich der positive Einfluss von Ni bei Ni-Gehalten von weniger als 1,0 Gew.-% nutzen.

Die Zugabe von Kupfer („Cu“) in Gehalten von bis zu 2 Gew.-% verbessert die Korrosionsbeständigkeit des Stahlflachprodukts. Höhere Cu-Gehalte verschlechtern jedoch die Warmumformbarkeit und Schweißbarkeit. Besonders effektiv lässt sich der positive Einfluss von Cu bei Cu-Gehalten von weniger als 0,1 Gew.-% nutzen.

Kalzium („Ca“) kann dem Stahlflachprodukt optional in Gehalten von bis zu 0,15 Gew.-% zur Abbindung schädlicher S-Gehalte zugegeben werden. Besonders wirksam erweist sich Ca dabei in Gehalten von bis zu 0,05 Gew.-%, die, soweit Ca überhaupt vorhanden ist, daher bevorzugt sind. Schädliche Einflüsse von Ca können dabei dadurch sicher vermieden werden, dass der Ca-Gehalt auf weniger als 0,01 Gew.-% beschränkt wird.

Stickstoff („N“) ist im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt in möglichst geringen Gehalten vorhanden, um die Bildung unerwünschter Al-Nitride zu vermeiden, welche die mechanischen Eigenschaften und Verformbarkeit des Stahlflachprodukts im besonderen Maße beeinträchtigen würden. Daher ist der N-Gehalt des Stahlflachprodukts erfindungsgemäß auf höchstens 0,02 Gew.-%, insbesondere 0,01 Gew.-%, beschränkt, wobei praxisgerechte N-Gehalte im Bereich von 0,001 – 0,008 Gew.-% zu finden sind.

Kobalt („Co“) kann dem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt optional in Gehalten von bis zu 2 Gew.-% zugegeben werden, um die Menge und die Stabilität des im Gefüge vorhandenen Austenits zu erhöhen. Gleichzeitig erhöht Co die Rekristallisationstemperatur. Optimale Wirkungen der Anwesenheit von Co ergeben sich, wenn der Co-Gehalt auf höchstens 1 Gew.-% beschränkt ist, wobei sich Co-Gehalte von weniger als 0,01 Gew.-% als in vielen Fällen ausreichend erwiesen haben.

Antimon („Sb“) beeinflusst die Eigenschaften des erfindungsgemäßen Stahl Flachprodukts negativ und zählt daher zu den unerwünschten, jedoch herstellungsbedingt unvermeidbaren Verunreinigungen. Sein Gehalt sollte so gering wie möglich sein, jedenfalls aber wie der aller anderen hier nicht aufgeführten und deshalb den unvermeidbaren Verunreinigungen zuzurechnenden Elementen im technisch unwirksamen Bereich liegen. Als praxisgerechte Obergrenze, unterhalb der der Sb-Gehalt liegen sollte, hat sich hier 0,002 Gew.-% bewährt.

Eine besondere Bedeutung kommt den Elementen zu, die den Gruppen „Ti, Nb, V, Mo“ und „Zr, La, Ce, Y“ zugeordnet sind. Erfindungsgemäß ist mindestens ein Element aus mindestens einer dieser Gruppen im erfindungsgemäßen Stahl Flachprodukt vorhanden, um durch die Bildung von Ausscheidungen die Kantenstabilität, d.h. die Vermeidung der Bildung von Rissen, während des Warmwalzens zu unterstützen. Dabei können, wie gesagt, die Elemente der Gruppe „Ti, Nb, V, Mo“ alleine, d.h. ohne die Anwesenheit eines Elements der Gruppe „Zr, La, Ce, Y“ vorhanden sein, oder in Kombination mit mindestens einem der Elemente der Gruppe „Zr, La, Ce, Y“. Entsprechend können die Elemente der Gruppe „Zr, La, Ce, Y“ alleine, d.h. ohne die Anwesenheit eines Elements der Gruppe „Ti, Nb, V, Mo“ vorhanden sein, oder in Kombination mit mindestens einem der Elemente der Gruppe „Ti, Nb, V, Mo“.

Im Fall, dass nur ein Element der Gruppe „Ti, Nb, V, Mo“ im erfindungsgemäßen Stahl Flachprodukt vorhanden ist, beträgt der Gehalt an diesem einen Element 0,05 - 1 Gew.-%. Sind dagegen zwei oder mehr Elemente der Gruppe „Ti, Nb, V, Mo“ vorhanden, beträgt die Summe der Gehalte ebenfalls 0,05 – 1 Gew.-%. Besonders günstige Einflüsse der Elemente der Gruppe „Ti, Nb, V, Mo“ ergeben sich dabei dann, wenn deren Gehalt im Fall, dass nur ein Element dieser Gruppe vorhanden ist, einzeln oder im Fall, dass zwei oder mehr Elemente dieser Gruppe vorhanden sind, in Summe mindestens 0,08 Gew.-% beträgt. Eine optimale Kosten-Nutzen-Relation kann erhalten werden, wenn im Fall, dass nur ein Element

dieser Gruppe vorhanden ist, einzeln oder im Fall, dass zwei oder mehr Elemente dieser Gruppe vorhanden sind, in Summe der Gehalte an den jeweils anwesenden Elementen der Gruppe höchstens 0,5 Gew.-%, insbesondere höchstens 0,35 Gew.-%, beträgt.

Genauso beträgt im Fall, dass nur ein Element der Gruppe „Zr, La, Ce, Y“ im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt anwesend ist, dessen Gehalt 0,05 – 0,3 Gew.-%. Sind dagegen zwei oder mehr Elemente der Gruppe „Zr, La, Ce, Y“ vorhanden, beträgt die Summe der Gehalte dieser Elemente ebenfalls 0,05 – 0,3 Gew.-%. Besonders günstige Einflüsse der Elemente der Gruppe „Zr, La, Ce, Y“ ergeben sich dabei dann, wenn deren Gehalt im Fall, dass nur ein Element dieser Gruppe vorhanden ist, einzeln oder im Fall, dass zwei oder mehr Elemente dieser Gruppe vorhanden sind, in Summe mindestens 0,08 Gew.-% beträgt. Eine optimale Kosten-Nutzen-Relation kann erhalten werden, wenn im Fall, dass nur ein Element dieser Gruppe vorhanden ist, einzeln oder im Fall, dass zwei oder mehr Elemente dieser Gruppe vorhanden sind, in Summe der Gehalt an den jeweils anwesenden Elementen der Gruppe höchstens 0,2 Gew.-%, insbesondere höchstens 0,15 Gew.-%, beträgt.

Neben der Verbesserung der Kantenstabilität bewirkt Titan („Ti“) eine Steigerung der Festigkeit durch die Bildung von Ti-Karbiden und verbessert den r-Wert. Dabei ergibt sich die positive Wirkung auf die Kantenstabilität und die Festigkeit von Ti insbesondere dann, wenn gleichzeitig auch Nb vorhanden ist. Die gleichzeitige Anwesenheit von Ti und Nb ist daher bevorzugt. Die Zugabe von Ti verbessert zudem die Tieftemperaturzähigkeit und die Warmfestigkeit des Werkstoffs. Zu hohe Gehalte an Ti sollten allerdings vermieden werden, um negative Einflüsse auf die Verformbarkeit und die Schweiß Eigenschaften zu vermeiden. Die vorteilhafte Wirkung von Ti lässt sich insbesondere dann nutzen, wenn der Ti-Gehalt mindestens 0,06 Gew.-% beträgt.

Wie Ti bewirkt Niob („Nb“) neben der Verbesserung der Kantenstabilität, die sich insbesondere ergibt, wenn Ti und Nb gleichzeitig vorhanden sind, eine Steigerung der Festigkeit durch die Bildung von Nb-Karbiden und verbessert den r-Wert, wobei auch diese Wirkung dann besonders sicher eintritt, wenn gleichzeitig Ti anwesend ist. Die Zugabe von Nb verbessert zudem die Tieftemperaturzähigkeit und die Warmfestigkeit des Werkstoffs. Zu hohe Gehalte an Nb sollten allerdings vermieden werden, um negative Einflüsse auf die Verformbarkeit und die Schweiß Eigenschaften zu vermeiden. Die vorteilhafte Wirkung von Nb lässt sich insbesondere dann nutzen, wenn der Nb-Gehalt mindestens 0,03 Gew.-% beträgt.

Vanadium („V“) bildet Karbide und trägt so, neben seinem positiven Einfluss auf die Kantenstabilität, zur Festigkeit des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts bei. Gleichzeitig verbessert die Zugabe von V den r-Wert des Stahlflachprodukts. Besonders sicher lassen sich die positiven Einflüsse von V bei Gehalten von mindestens 0,03 Gew.-% nutzen.

Molybdän („Mo“) verbessert ebenfalls nicht nur die Kantenstabilität, sondern trägt zusätzlich zur Zugfestigkeit bei und bildet mit C feine Karbide, die die Ausprägung eines feinen Gefüges unterstützen. Bei zu hohen Gehalten verschlechtert Mo jedoch die Warm- und Kaltformbarkeit des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts. Die positiven Wirkungen von Mo lassen sich insbesondere dann nutzen, wenn der Mo-Gehalt mindestens 0,05 Gew.-% beträgt.

Cer („Ce“), Lanthan („La“), Zirkonium („Zr“) und Yttrium („Y“) verbessern einerseits die Kantenstabilität. Andererseits wirken sie auch entschwefelnd und desoxidierend. Dabei erhöhen sie zusätzlich den r-Wert und verbessern die Tiefziehfähigkeit. Ce, La, Zr und Y kompensieren auf diese Weise die negativen Einflüsse, die hohe Al-Gehalte auf diese Eigenschaften des Stahlflachprodukts haben können. Dabei sind die Wirkungen von Ce, La, Zr

und Y jeweils gleich, so dass diese Elemente gegeneinander ausgetauscht werden können.

Durch die ergänzende Maßgabe, gemäß der das aus dem jeweiligen Al- und Si-Gehalt gebildete Aluminium-Äquivalent Al_{eq} im Bereich von 3 – 8 Gew.-% liegen muss, ist sichergestellt, dass die Gehalte an den ähnlich wirkenden Legierungselementen Al und Si so weit begrenzt sind, dass die Bildung von extrem versprödend wirkenden intermetallischen Ausscheidungen verhindert wird. Um dieser Gefahr besonders sicher entgegenzuwirken, kann der für Al_{eq} vorgegebene Bereich erfindungsgemäß auf höchstens 7,6 Gew.-%, insbesondere höchstens 7 Gew.-% oder höchstens 6,5 Gew.-%, beschränkt werden. Gleichzeitig kann der Mindestwert für Al_{eq} auf 4,8 Gew.-% angehoben werden, um die positiven Auswirkungen der gleichzeitigen Anwesenheit von Al und Si sicher nutzen zu können.

Das Verhältnis $\%Mn/\%Al$ der Gehalte an Mn („%Mn“) und Al („%Al“) soll erfindungsgemäß mehr als 1,2 Gew.-% betragen, damit trotz des hohen Al-Gehalts eine ausreichende Menge an Austenit im Gefüge des Stahlflachprodukts erzielt wird.

Durch die voranstehend erläuterten legierungstechnischen und die nachfolgend erläuterten verfahrensmäßigen Maßnahmen ist sichergestellt, dass der Austenitgehalt im Gefüge des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts 10 – 60 Flächen-% beträgt. Bei derartigen Gehalten an Austenit weist der Stahl eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts TRIP-Eigenschaften und das Stahlflachprodukt einen hohen n-Wert von mindestens 0,21 auf.

Neben den technisch unvermeidbaren anderen Gefügebestandteilen, die jedoch in so geringen Mengen vorhanden sind, dass sie keinen Einfluss auf die Eigenschaften haben, besteht der nicht von Austenit eingenommene

Rest des Gefüges des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts als Folge des hohen Al-Gehalts aus Ferrit.

Ebenfalls in Folge der legierungstechnischen Maßnahmen und der erfindungsgemäßen Herstellweise weist ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt einen n-Wert von mindestens 0,21 auf, wobei erfindungsgemäße Stahlflachprodukte regelmäßig n-Werte von mindestens 0,25, insbesondere mindestens 0,26, erreichen. Hohe n-Werte stehen für eine mit einer hohen Bruchdehnung A50 einhergehende hohe Umformbarkeit und erlauben daher die Formung komplexer Bauteile. Zu hohe n-Werte sollten allerdings vermieden werden, da dies hohe erforderliche Verformungskräfte nach sich ziehen würde. In Folge ihrer Zusammensetzung und Herstellung weisen erfindungsgemäße Stahlflachprodukte n-Werte auf, die regelmäßig nicht höher als 0,5, insbesondere nicht höher als 0,4, sind.

Die Austenit-Korngröße im Gefüge eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts beträgt im Mittel 0,85 – 3 μm . Zu kleine Körner würden den TRIP-Effekt hemmen. Der angestrebte n-Wert würde nicht erreicht. Zu große Körner würden jedoch zu einer starken Abnahme der Streckgrenze und der Zugfestigkeit führen. Optimalerweise beträgt die mittlere Korngröße des Austenits mindestens 0,9 μm . Ebenso hat es sich als günstig erwiesen, wenn die maximale Größe der Austenitkörner im Gefüge eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts auf 1,5 μm beschränkt wird.

Gemäß einer ersten Ausgestaltung der Erfindung, die zu einer weiter verbesserten Verformbarkeit beiträgt, wird bei einem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt neben einer hohen Austenitkorngröße ein hoher Rekristallisationsgrad in den Ferritkörnern angestrebt, damit diese die Verformung der Austenitkörner mittragen können. Dieser Rekristallisationsgrad kann mit der sogenannten „Kernal Average

„Misorientation“ („KAM“) quantifiziert werden. Die KAM ist ein Maß für die Versetzungsdichte. Eine niedrige KAM im Ferrit bedeutet damit letztlich eine hohe Verformungsfähigkeit des Ferrits. Da das Gefüge eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts aus Austenit und Ferrit besteht („Duplexgefüge“), kann ein niedriger KAM des Ferrits eine niedrige Austenitkorngröße kompensieren. Für den aus der jeweiligen mittleren Korngröße KG des Austenits und dem am Ferrit bestimmten „KAM 1 5°-Wert“ gebildete Quotient $KG/(KAM\ 1\ 5^\circ)$ gilt daher erfindungsgemäß $KG/(KAM\ 1\ 5^\circ) > 2,7\ \mu m/^\circ$. Die KAM des Ferrits wird hierbei im Längsschliff als „KAM 1 5°“ gemessen. Dabei wurde die Probe per EBSD mit einer Auflösung von 100 nm abgerastert und anschließend mit einer Schrittweite von 1 (nur 1. Nachbarn) und einem Abschneidewert von 5° ausgewertet, wie in Nafisi S., Szpunar J., Vali H., Ghomashchi R., 2009, Grain misorientation in thixo-billets prepared by melt stirring. Mater Char 60:938-945).

Das Verfahren zur Herstellung eines erfindungsgemäß beschaffenen kaltgewalzten Stahlflachprodukts ist so angelegt, dass basierend auf der erfindungsgemäßen Legierungsvorschrift das angestrebte Eigenschaftsprofil des Stahlflachprodukts erzielt wird. Zu diesem Zweck umfasst das erfindungsgemäße Verfahren folgende Arbeitsschritte:

- a) Erschmelzen einer Stahlschmelze, die aus (in Gew.-%) C: 0,08 - 0,25 %, Al: 3 - 5,4 %, Mn: 6 - 14 %, B: 0 - 0,1 %, Cr: 0 - 2 %, Si: 0 - 0,4 %, P: 0 - 0,1 %, S: 0 - 0,3 %, Ta: 0 - 0,5 %, W: 0 - 0,5 %, Ni: 0 - 2 %, Cu: 0 - 2 %, Ca: 0 - 0,15 %, N: 0 - 0,02 %, Co: 0 - 2 %, sowie einem Element oder mehreren Elementen aus der Gruppe „Ti, Nb, V, Mo“ mit der Maßgabe, dass die Summe der Gehalte an diesen Elementen mindestens 0,05 % und höchstens 1 % beträgt, und/oder einem Element oder mehreren Elementen aus der Gruppe „Zr, La, Ce, Y“ mit der Maßgabe, dass die Summe der Gehalte an diesen Elementen mindestens 0,05 % und höchstens 0,3 % beträgt, sowie Rest Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen besteht, wobei für das Verhältnis $\%Mn/\%Al$ gilt $\%Mn/\%Al > 1,2$ und für $Al_{eq} = \%Al + 0,4 \times (\%Si)^3 - 3 \times (\%Si)^2 +$

$8,3 \times \%Si$ gilt $3 \leq Al_{eq} \leq 8$ mit $\%Mn$: jeweiliger Mn-Gehalt des Stahls, $\%Al$: jeweiliger Al-Gehalt des Stahls, $\%Si$: jeweiliger Si-Gehalt des Stahls;

- b) Vergießen der Stahlschmelze zu einem Vorprodukt, wie einem Gussblock, einer Bramme, einer Dünnbramme oder einem gegossenen Band;
- c) Halten oder Erwärmen des Vorprodukts bei einer Vorwärmtemperatur von $1100 - 1350$ °C;
- d) Warmwalzen des Vorprodukts zu einem Warmband mit einer Warmwalzendtemperatur, die $850 - 1050$ °C beträgt;
- e) Abkühlen des Warmbands auf eine Haspeltemperatur, die $400 - 900$ °C beträgt;
- f) Haspeln des auf die Haspeltemperatur abgekühlten Warmbands zu einem Coil;
- g) optional: Glühen des Warmbands bei einer Warmbandglühtemperatur von $700 - 1000$ °C;
- h) optional: Beizen des Warmbands;
- i) Kaltwalzen des Warmbands zu einem kaltgewalzten Stahlband mit einem Gesamtumformgrad von $25 - 90$ %;
- j) Schlussglühen des kaltgewalzten Stahlbands, wobei das Stahlband auf eine Schlussglühtemperatur aufgeheizt wird und das Schlussglühen
 - entweder als Durchlaufglühung im kontinuierlichen Durchlauf durch einen Durchlaufglühofen absolviert wird, bei dem das kaltgewalzte Stahlband über eine Dauer von mindestens 20 sec und weniger als 10 min auf eine Schlussglühtemperatur, die mindestens 950 °C und höchstens 1070 °C beträgt, gehalten wird,

- oder als Haubenglühung über eine Dauer von 0,5 – 60 h bei einer Schlussglühtemperatur durchgeführt wird, die mehr als 800 °C und bis zu 950 °C beträgt.

Die hier aufgeführten und nachfolgend erläuterten Arbeitsschritte sind diejenigen, die einen Einfluss auf die Eigenschaften des erfindungsgemäß erzeugten Stahlflachprodukts haben. Es versteht sich dabei von selbst, dass bei der Durchführung des erfindungsgemäßen Verfahrens weitere Arbeitsschritte zur Anwendung kommen. Diese können jedoch auf die bei der Herstellung von Stahlflachprodukten vom Fachmann übliche Weise durchgeführt werden, so dass es hierzu keiner weiteren Erläuterung bedarf.

Vor dem Warmwalzen muss das zuvor in an sich bekannter Weise (z.B. über einen konventionellen Strangguss, über eine Gießwalzanlage, über eine Zwei-Rollen-Bandgießanlage) aus der erfindungsgemäß zusammengesetzten Stahlschmelze erzeugte Vorprodukt, bei dem es sich typischerweise um eine Bramme, eine Dünnbramme oder ein gegossenes Band handelt, durcherwärmt werden. Eine unvollkommene, inhomogene Durcherwärmung würde die Gefahr von Rissbildung im nachfolgend durchlaufenen Warmwalzprozess mit sich bringen. Die für die Durcherwärmung geeigneten Vorwärmtemperaturen liegen bei 1100 – 1300 °C, wobei sich in der Praxis Vorwärmtemperaturen von mindestens 1150 °C als besonders betriebssicher erwiesen haben. Indem die Vorwärmtemperatur auf höchstens 1250 °C beschränkt wird, kann negativen Auswirkungen der Vorwärmung, wie eine zu teigige Konsistenz des Vorprodukts und einer damit einhergehenden Neigung zum Kleben während des Warmwalzens, entgegengewirkt werden.

Das Warmwalzen des Vorprodukts zu einem Warmband kann in konventioneller Weise auf einer hierzu in der Praxis zur Verfügung stehenden Warmwalzstraße erfolgen. Wesentlich ist lediglich, dass das

Warmband am Ende des Warmwalzens noch eine Warmwalzendtemperatur aufweist, die 850 – 1050 °C beträgt. Unter 850 °C liegende Warmwalzendtemperaturen würden so hohe Warmwalzkräfte erfordern, dass auf konventionellen Warmwalzgerüsten die angestrebten Umformgrade nicht erreicht werden können. Optimale Warmwalzendtemperaturen liegen dementsprechend im Bereich von 900 – 1050 °C.

Ausgehend von der Warmwalzendtemperatur werden die erhaltenen Warmbänder erforderlichenfalls auf konventionelle Weise auf die erfindungsgemäß vorgegebene Haspeltemperatur von 400 – 900 °C abgekühlt, mit der sie dann zu einem Coil gehaspelt werden. Die Mindest-Haspeltemperatur von 400 °C ist wegen der schlechten thermischen Leitfähigkeit des Stahls eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts erforderlich, weil es andernfalls in Folge hoher Temperaturgradienten im Stahlflachprodukt zu Spannungen und einer damit einhergehend schlechten Planlage des Warmbands kommen würde. Eine zu schnelle Abkühlung in der Kühlstrecke könnte die Rekristallisationsvorgänge abbrechen, die mit dem Ende des Warmwalzens einsetzen. Optional kann aber das zum Coil gewickelte Warmband mittels einer Coildusche gekühlt werden, um die Kühlzeit zu verkürzen und die Zunderbildung positiv zu beeinflussen.

Um die Rekristallisation zu vervollständigen und einen für das anschließende Kaltwalzen optimalen Zustand herzustellen, kann das Warmband nach der Abkühlung im Coil optional eine Glühbehandlung durchlaufen, bei der es über einen für die vollständige Rekristallisation ausreichenden Zeitraum bei einer Temperatur von 700 – 1000 °C, insbesondere 700 – 900 °C, gehalten wird. Bevorzugt wird optional die Warmbandglühung als Haubenglühung durchgeführt, wobei dann die Glühdauer typischerweise 0,5 - 60 Stunden dauert.

Zur Reinigung seiner Oberfläche kann das Warmband vor dem Kaltwalzen einer Beizbehandlung unterzogen werden. Die im Verlauf des Herstellungsprozesses durch sauerstoffaffine Elemente hervorgerufene Zunderbildung an der Warmbandoberfläche kann durch eine verlängerte Verweildauer des Warmbands im Beizmedium verringert werden. Die Warmbandbeizung kann dabei mit unterschiedlichen Beizmedien wie beispielsweise Salzsäure durchgeführt werden.

Das Kaltwalzen des warmgewalzten Bands zu einem kaltgewalzten Band erfolgt mit einem Gesamtumformgrad von 25 – 90 %, insbesondere mindestens 40 % oder mindestens 50 %. Der erfindungsgemäß vorgesehene Mindestumformgrad ist erforderlich, um die Rekristallisation insbesondere des im Gefüge des Stahlflachprodukts enthaltenen Ferrits bei der abschließenden Schlussglühung zu initiieren. Zu hohe Umformgrade sollten jedoch vermieden werden, da diese zu einer zu großen Kaltverfestigung und damit einhergehend zur Gefahr von Bandabrissen führen würden.

Über die abschließende Schlussglühung werden die mechanischen Eigenschaften des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts entscheidend beeinflusst. Dabei kann die Schlussglühung im Durchlauf durch einen konventionellen Durchlaufofen oder als Haubenglühung im Batch-Betrieb absolviert werden.

Im Fall, dass die Schlussglühung im Durchlauf absolviert wird, wird das kaltgewalzte Stahlflachprodukt mit einer typischerweise 1 – 100 K/s, insbesondere 10 – 80 K/s oder 20 – 50 K/s, betragenden Aufheizrate auf eine Schlussglühtemperatur, die mindestens 950 °C und höchstens 1070 °C beträgt, aufgeheizt. Eine zu schnelle Aufheizung kann sich ungünstig auf die Homogenität der Erwärmung und damit einhergehend auf die homogene Eigenschaftsverteilung des Stahlflachprodukts auswirken.

Die Schlussglühtemperatur ist so gewählt, dass sich die notwendige Austenitkorngröße einstellt, welche Voraussetzung für die TRIP-Eigenschaften und den n-Wert des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts ist. Die notwendige Austenitkorngröße kann besonders sicher eingestellt werden, wenn die Schlussglühtemperatur mindestens 970 °C beträgt. Optimal praxisgerechte Schlussglühtemperaturen liegen dabei im Bereich von 1000 – 1070 °C. Durch Einstellung derart hoher Schlussglühtemperaturen lassen sich erfindungsgemäße Stahlflachprodukte mit Austenitkorngrößen von 0,9 – 1,5 µm und einem regelmäßig über 0,25, beispielsweise über 0,26, liegenden n-Wert erzeugen.

Die Haltezeiten bei der Schlussglühtemperatur im Durchlaufglühofen betragen dabei, abhängig von der Höhe der Schlussglühtemperatur, nicht mehr als 10 Minuten, insbesondere nicht mehr als 5 min oder 3 min, wobei höhere Durchlauf-Schlussglühtemperaturen kürzere Haltezeiten ermöglichen und Mindesthaltezeiten von jeweils mindestens 20 Sekunden praxisgerecht sind.

Im Fall, dass die Schlussglühung als Haubenglühung durchgeführt wird, wird das im Coil unter die Haube gesetzte kaltgewalzte Band mit einer Aufheizrate von 0,001 – 0,5 K/s, insbesondere 0,002 – 0,5 K/s oder 0,008 - 0,5 K/s, auf die Schlussglühtemperatur erwärmt, die jeweils mehr als 800 °C, insbesondere mehr als 850 °C, beträgt. Dabei sollte eine Schlussglühtemperatur von 950 °C nicht überschritten werden, um übermäßiges Kornwachstum zu vermeiden. Die Glühzeiten nach Erreichen der Schlussglühtemperatur liegen hier im Bereich von 0,5 – 60 h, insbesondere 1 – 30 h. Auf diesem Wege können erfindungsgemäße Stahlflachprodukte mit einem n-Wert von mindestens 0,21 und Austenitkorngrößen von 0,85 – 3 µm besonders betriebssicher erzeugt werden.

Zum Schutz gegen Korrosion und äußere Einflüsse kann das erfindungsgemäße Stahlflachprodukt mit einer Schutzbeschichtung versehen werden. Diese kann beispielsweise in konventioneller Weise mittels in der Praxis zur Verfügung stehender Beschichtungsanlagen als zink- oder aluminiumbasierte Beschichtung aufgebracht werden.

Nachfolgend wird die Erfindung anhand von Ausführungsbeispielen näher erläutert.

Zur Überprüfung der Wirkungen der Erfindung sind acht Schmelzen A – H erzeugt worden, deren nasschemisch ermittelte Analysen in Tabelle 1 angegeben sind. Die Analysenangaben der einzelnen Elemente beziehen sich dabei jeweils auf die ermittelten Gehalte in Gew.-%. Ist im jeweiligen Tabellenfeld "-" eingetragen, bedeutet dies, dass der Gehalt des jeweiligen Elements unterhalb der jeweiligen Nachweisgrenze lag und das betreffende Element folglich im Hinblick auf die Eigenschaften unwirksam war.

(Anmerkung: Die Nachweisgrenzen liegen für P und Ti jeweils bei 0,005 Gew.-%, für Cr, Co, S und Ca jeweils bei 0,001 Gew.-%, für V, Mo und Ni jeweils bei 0,01 Gew.-%, für Cu und Nb jeweils bei 0,02 Gew.-%, für B bei 0,0004 Gew.-% sowie für Ce, La, Y, Zr, As und Sn jeweils bei 0,002 Gew.-%). Elemente, die in derart niedrigen Gehalten vorhanden waren, sind genauso wie die nicht aufgeführten Elemente den unvermeidbaren Verunreinigungen zuzuordnen. Hierzu zählen beispielsweise Gehalte an As, Sn, Mg und H. Die Summen der Mikrolegierungselemente Ti, Nb, V, Mo, die Summe der Metalle der Seltenen Erden Ce, La, Y, Zr, das Verhältnis von Mn zu Al sowie das Al-Äquivalent der einzelnen Schmelzen sind in Tabelle 2 angegeben.

Von den Schmelzen A – H sind die Schmelzen A und B nicht erfindungsgemäß, da sie die nach Maßgabe der Erfindung gestellten

Anforderungen an die Anwesenheit mindestens eines Elements aus den Gruppen "Ti, Nb, V, Mo" und "Zr, La, Ce, Y" nicht erfüllen.

Für 27 Versuche 1 – 27 sind die Schmelzen A – H in konventioneller Weise zu Blöcken vergossen worden, die anschließend bei einer Vorwärmtemperatur VWT über eine Dauer VWD durcherwärmt worden sind.

Nach der Durcherwärmung sind die Blöcke in ebenso konventioneller Weise in einem konventionellen Warmwalzgerüst zu Brammen gewalzt worden. Die Brammen wurden in einer Warmwalzstraße zu Warmband mit einer Dicke von 2,5 - 3,0 mm gewalzt worden. Das Warmwalzen wurde jeweils mit einer Warmwalzendtemperatur WET beendet.

Nach dem Warmwalzen sind die dabei erhaltenen Warmbänder an Luft jeweils auf eine Haspeltemperatur HT abgekühlt worden, bei der sie zu einem Coil gehaspelt worden sind.

Nach der Abkühlung im Coil wurde an jedem der bei den Versuchen 1 – 27 erhaltenen Warmbändern eine Begutachtung der Bandkanten hinsichtlich der Bildung von Rissen durchgeführt. Dabei sind als "stark" von Kantenrissen befallen solche Warmbänder eingestuft worden, bei denen regelmäßige Einkerbungen mit einer Größe von mehr als 15 mm festgestellt wurden. Als "leicht" von Kantenrissen befallene Warmbänder sind solche eingestuft worden, bei denen regelmäßige Einkerbungen mit einer Größe von 2 - 15 mm festgestellt wurden. Die Bewertung "keine" ist bei den Warmbändern vorgenommen worden, bei denen maximal Einkerbungen mit einer Größe von weniger als 2 mm vorhanden waren.

Einige der Warmbänder sind anschließend einer Warmbandglühung unterzogen worden, die jeweils als Haubenglühung mit einer Glühtemperatur von 850 °C und einer Glühdauer von 6 Stunden durchgeführt worden ist.

Die geglühten sind genauso wie die nicht geglühten Warmbänder in einer konventionellen Kaltwalzeinrichtung mit einem Gesamtkaltumformgrad KGW zu kaltgewalztem Stahlband kaltgewalzt worden.

Abschließend sind die erhaltenen kaltgewalzten Stahlbänder im Durchlauf ("Konti") in einem Durchlaufglühofen oder batchweise in einem Haubenglühofen ("Haube") schlussgeglüht worden. Dabei sind sie jeweils mit einer durchschnittlichen Aufheizrate HR auf die jeweilige Schlussglühtemperatur Tsg erwärmt worden, bei der sie jeweils über eine Dauer tsg gehalten worden sind.

Die Schmelzenzusammensetzung "Stahl" der bei den Versuchen 1 – 27 jeweils verarbeiteten Stahlbänder, die bei den Versuchen 1 – 27 angewendeten Parameter Vorwärmtemperatur VWT, Vorwärmdauer VWD, Warmbanddicke WB, Warmwalzendtemperatur WET, Haspeltemperatur HT, das Ergebnis der Beurteilung der Kantenrisse am jeweiligen Warmband, die Angabe, ob eine in der voranstehend erläuterten Weise absolvierte Warmbandglühung durchgeführt worden ist, der Gesamtkaltumformgrad KGW, die Art der Schlussglühung, die Aufheizrate HR der Schlussglühung, die Schlussglühtemperatur Tsg und die Schlussglühdauer tsg sind in Tabelle 3a und Tabelle 3b angegeben.

In Tabelle 4a und Tabelle 4b sind, soweit erfasst, die an den erhaltenen kaltgewalzten und schlussgeglühten Stahlbändern ermittelten oberen und unteren Streckgrenzen ReH und ReL, die Dehngrenze Rp0,2, die Zugfestigkeit Rm, die Bruchdehnung A50, der n-Wert n_{10-20} , der r-Wert r_{10-20} , die Austenitkorngröße KG, der bei einer Schrittweite von 100 nm und einem Abscheidewert von 5° ermittelte KAM-Wert, und der Quotient KG/KAM angegeben. Die Streckgrenzen ReH und ReL, die Dehngrenze Rp0,2, die Zugfestigkeit Rm und die Bruchdehnung A50 sind dabei gemäß DIN EN ISO 6892-1:2009 am kaltgewalzten Band in Querrichtung bestimmt worden. Zur

Ermittlung der Austenitkorngröße KG wurde mittels EBSD (Electron Back Scattering Diffraction) der mittlere kreisäquivalente Korndurchmesser bestimmt. Für die Berechnung der Körner in der EBSD-Darstellung wurde dabei ein Toleranzwinkel von 5° bei einer Mindestkorngröße von fünf zusammenhängenden benachbarten Messpunkten bei einer Schrittweite von $0,15\text{ }\mu\text{m}$ gewählt. Der n_{10-20} - und der r_{10-20} -Wert sowie der KAM-Wert sind in der voranstehend bereits erläuterten Weise bestimmt worden. Nicht erfasste Werte sind in der Tabelle 3 jeweils durch "-" gekennzeichnet.

Die Beispiele 10,11,15,16, 20, 23 wurden in einem Durchlaufofen mit einer Schlussglüh Temperatur von jeweils $830\text{ }^\circ\text{C}$ schlussgeglüht, welche außerhalb des für eine im Durchlauf erfolgende Schlussglühung erfindungsgemäß vorgegebenen Temperaturbereichs von $950 - 1070^\circ\text{C}$ lag. Die in den Beispielen 10,11,15,16, 20, 23 so erzeugten Stahlflachprodukte wiesen dementsprechend sehr geringe n-Werte auf, die unterhalb des erfindungsgemäß vorgesehen Mindestwerts von 0,21 liegen.

Die Versuche belegen, dass sich bei erfindungsgemäßer Legierung und erfindungsgemäßer Herstellweise zuverlässig kaltgewalzte Stahlflachprodukte herstellen lassen, die allenfalls leichte Kantenrissigkeit zeigen und dabei eine Kombination von mechanischen Eigenschaften besitzen, die sie optimal für Verwendungen geeignet machen, bei denen aus den Stahlflachprodukten Bauteile bei hohen Umformgraden geformt werden.

Stahl	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cu	Cr	V	Mo	Ni	Ti	Nb	B	Ce	La	Co	Ca
A*)	0,148	0,18	10,0	0,009	-	5,0	0,0032	0,05	0,7	-	0,04	0,17	-	-	0,001	-	-	0,007	0,002
B*)	0,152	0,06	10,2	-	0,004	5,0	0,0019	0,06	0,44	-	-	0,06	-	-	-	-	-	0,003	-
C	0,151	0,08	10,1	-	0,004	5,1	0,0017	0,05	0,44	-	-	0,06	0,07	0,03	-	-	-	0,002	-
D	0,155	0,08	10,1	-	0,004	5,1	0,0016	0,06	0,44	-	-	0,07	0,21	0,10	-	-	-	-	-
E	0,159	0,07	10,7	-	-	4,7	0,0015	0,05	0,21	0,18	0,12	0,06	-	-	-	-	-	0,002	-
F	0,147	0,09	9,6	-	0,005	4,5	0,0019	-	-	-	-	0,06	-	-	-	0,08	0,04	0,003	-
G	0,223	0,04	10,1	0,005	0,004	5,0	0,0012	-	0,02	-	-	0,02	0,20	0,10	-	-	-	-	-
H	0,145	0,06	11,1	-	0,004	5,1	0,0012	0,05	0,41	-	-	-	0,19	0,09	-	-	-	0,002	-

Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen

Angaben zu Legierungsgehalten in Gew.-%

*) nicht erfindungsgemäß

Tabelle 1

Stahl	Ti+Nb+V+Mo	Ce+La+Y+Zr	%Mn/%Al	Al _{eq}
A*)	0,04	-	2	6,4
B*)	-	-	2,04	5,49
C	0,1	-	1,98	5,75
D	0,31	-	1,98	5,75
E	0,3	-	2,28	5,27
F	-	0,12	2,13	5,22
G	0,30	-	2,02	5,33
H	0,28	-	2,18	5,59

$Al_{eq} = \%Al + 0,4 \times (\%Si)^3 - 3 \times (\%Si)^2 + 8,3 \times \%Si$

%Mn = jeweiliger Mn-Gehalt,

%Al = jeweiliger Al-Gehalt,

%Si = jeweiliger Si-Gehalt

*) nicht erfindungsgemäß

Tabelle 2

Versuch	Stahl	VWT [°C]	VWD [min]	WET [°C]	HT [°C]	Kanten- risse?	Warmband- glühung	KWG	Schluss- glühung	HR [K/s]	Tsg [°C]	tsg			
1	A	1240	90	1020	550	stark	ohne	64%	Konti	Nicht erfasst	1000	3min			
2							ohne	64%				6min			
3							ohne	82%				3min			
4	ohne	66%		1min											
5	B	1200		950	800		leicht	ohne	80%	Haube	0,04	830	3min		
6								mit							
7								ohne							
8								mit							
9	C					1200		950	800	ohne	66%	Konti	10	1000	1min
10										ohne	80%				Haube
11										mit					
12										ohne					
13							mit								
14	D					1200	950	800	keine	ohne	66%	Konti	10	1000	1min
15										ohne	80%				Haube
16										mit					
17										ohne					
18										mit					

Tabelle 3a

Versuch	Stahl	VWT [°C]	VWD [min]	WET [°C]	HT [°C]	Kanten- risse?	Warmband- glühung	KWG	Schluss- glühung	HR [K/s]	Tsg [°C]	tsg
19	E						ohne	66%	Konti	10	1000	1min
20								80%			830	3min
21											850	24h
22	F	1200	90	950	800	keine	ohne	66%	Konti	10	1000	1min
23								80%			830	3min
24											850	24h
25	G						ohne	66%	Konti	10	1000	1min
26											850	24h
27	H						ohne	66%	Konti	10	970	1min

Tabelle 3b

Versuch	Stahl	Kanten- risse?	R _{eH}	R _{eL}	R _{p0,2}		R _m	A ₅₀	n ₁₀₋₂₀	r ₁₀₋₂₀	KG [µm]	KAM [Ferrit/°]	KG/KAM [µm/°]
					[MPa]			[%]					
1	A	stark	-	-	484	658	658	34,3	0,214	0,20	-	-	-
2			-	-	501	662	662	32,0	0,203	0,18	-	-	-
3			-	-	498	707	707	40,0	0,230	0,36	-	-	-
4	-		-	430	743	743	38,2	0,326	0,66	1,14	0,37	3,08	
5	624		611	-	733	733	30,2	0,199	0,61	0,92	0,35	2,63	
6	-		-	543	692	692	29,8	0,206	0,62	-	-	-	
7	-		-	395	649	649	36,9	0,235	0,73	2,78	0,39	7,13	
8	-		-	393	631	631	32,9	0,235	0,75	2,94	0,39	7,54	
9	C		leicht	-	-	431	738	738	37,5	0,327	0,82	0,90	0,32
10		623		616	-	738	29,9	0,190	0,59	0,85	0,36	2,36	
11		-		-	539	695	695	30,9	0,202	0,59	-	-	-
12		-		-	407	653	653	36,0	0,230	0,73	2,58	0,35	7,37
13	D	keine	-	-	396	638	638	35,2	0,230	0,76	2,71	0,35	7,74
14			-	-	434	705	705	34,5	0,295	0,95	0,87	0,30	2,90
15			-	-	580	714	714	29,8	0,181	0,68	0,83	0,35	2,37
16			-	-	521	678	678	27,7	0,191	0,70	-	-	-
17			-	-	412	638	638	35,8	0,213	0,79	2,33	0,36	6,47
18			-	-	405	632	632	31,8	0,217	0,84	2,55	0,35	7,29

Tabelle 4a "-" bedeutet, dass der entsprechende Wert nicht bestimmt wurde.

Versuch	Stahl	Kanten- risse?	R _{eH}	R _{eL}	R _{p0,2}	R _m	A ₅₀	n ₁₀₋₂₀	r ₁₀₋₂₀	KG [µm]	KAM [Ferrit/°]	KG/KAM [µm/°]
			[MPa]				[%]					
19	E	keine	-	-	475	755	33,7	0,279	0,83	1,10	0,31	3,55
20			-	-	601	739	28,5	0,180	0,51	0,90	0,37	2,43
21			-	-	433	688	34,5	0,212	0,81	2,62	0,36	7,28
22	-		-	413	701	39,1	0,305	0,89	0,98	0,31	3,16	
23	-		-	551	699	32,8	0,195	0,52	0,92	0,37	2,49	
24	-		-	392	628	36,8	0,233	0,75	2,76	0,36	7,67	
25	G		-	-	451	803	34,1	0,400	0,70	0,89	0,32	2,78
26			-	-	398	652	31,3	0,239	0,73	2,48	0,36	6,89
27	H		-	-	466	612	20,8	0,214	0,69	0,88	0,32	2,75

Tabelle 4b "-" bedeutet, dass der entsprechende Wert nicht bestimmt wurde.

PATENTANSPRÜCHE

1. Kaltgewalztes Stahlflachprodukt, das einen mindestens 0,21 betragenden n-Wert aufweist und das aus einem Stahl hergestellt ist, der aus (in Gew.-%)

C: 0,08 - 0,25 %,

Al: 3 - 5,4 %,

Mn: 6 - 14 %,

B: 0 - 0,1 %,

Cr: 0 - 2 %,

Si: 0 - 0,4 %,

P: 0 - 0,1 %,

S: 0 - 0,3 %,

Ta: 0 - 0,5 %,

W: 0 - 0,5 %,

Ni: 0 - 2 %,

Cu: 0 - 2 %,

Ca: 0 - 0,15 %,

N: 0 - 0,02 %

Co: 0 - 2 %

sowie einem Element oder mehreren Elementen aus der Gruppe „Ti, Nb, V, Mo“ mit der Maßgabe, dass die Summe der Gehalte an diesen Elementen mindestens 0,05 % und höchstens 1 % beträgt, und/oder einem Element oder mehreren Elementen aus der Gruppe „Zr, La, Ce, Y“ mit der Maßgabe, dass die Summe der Gehalte an diesen Elementen mindestens 0,05 % und höchstens 0,3 % beträgt, sowie Rest Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen

besteht,

wobei für das Verhältnis %Mn/%Al gilt

$$\% \text{Mn} / \% \text{Al} > 1,2$$

und für $\text{Al}_{\text{eq}} = \% \text{Al} + 0,4 \times (\% \text{Si})^3 - 3 \times (\% \text{Si})^2 + 8,3 \times \% \text{Si}$ gilt

$$3 \leq \text{Al}_{\text{eq}} \leq 8$$

mit %Mn: jeweiliger Mn-Gehalt des Stahls

%Al: jeweiliger Al-Gehalt des Stahls

%Si: jeweiliger Si-Gehalt des Stahls

wobei das Gefüge des Stahlflachprodukts zu 10 – 60 Flächen-% aus Austenit und zu 40 – 90 Flächen-% aus Ferrit bei einer mittleren Korngröße des Austenits von 0,85 — 3 µm besteht.

2. Stahlflachprodukt nach Anspruch 1, d a d u r c h g e k e n n z e i c h n e t, d a s s für den Quotienten $\text{KG}/(\text{KAM } 15^\circ)$ aus der jeweiligen mittleren Korngröße KG des Austenits und dem am Ferrit bestimmten KAM 15° -Wert gilt $\text{KG}/(\text{KAM } 15^\circ) > 2,7 \text{ µm}/^\circ$.
3. Stahlflachprodukt nach einem der voranstehenden Ansprüche, d a d u r c h g e k e n n z e i c h n e t, d a s s sein n-Wert mindestens 0,25 beträgt.
4. Stahlflachprodukt nach einem der voranstehenden Ansprüche, d a d u r c h g e k e n n z e i c h n e t, d a s s die mittlere Korngröße des Austenits 0,9 - 1,5 µm beträgt.
5. Stahlflachprodukt nach einem der voranstehenden Ansprüche, d a d u r c h g e k e n n z e i c h n e t, d a s s sein Al-Gehalt 4 – 5,4 Gew.-% beträgt.
6. Stahlflachprodukt nach einem der voranstehenden Ansprüche, d a d u r c h g e k e n n z e i c h n e t, d a s s sein C-Gehalt 0,11 – 0,19 Gew.-% beträgt.

7. Stahl Flachprodukt nach einem der voranstehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, dass sein Mn-Gehalt 8 – 12 Gew.-% beträgt.
8. Stahl Flachprodukt nach einem der voranstehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, dass sein Si-Gehalt mindestens 0,01 Gew.-% beträgt.
9. Stahl Flachprodukt nach einem der voranstehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, dass für Al_{eq} gilt $Al_{eq} \leq 7$.
10. Stahl Flachprodukt nach einem der voranstehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, dass seine Zugfestigkeit R_m höchstens 1050 MPa, insbesondere höchstens 950 MPa, beträgt.
11. Verwendung eines gemäß einem der voranstehenden Ansprüche beschaffenen kaltgewalzten Stahl Flachprodukts für die Herstellung von Fahrzeugteilen.
12. Verfahren zur Herstellung eines gemäß einem der Ansprüche 1 – 10 beschaffenen kaltgewalzten Stahl Flachprodukts, umfassend folgende Arbeitsschritte:
 - a) Erschmelzen einer Stahlschmelze, die aus (in Gew.-%) C: 0,08 - 0,25 %, Al: 3 - 5,4 %, Mn: 6 - 14 %, B: 0 - 0,1 %, Cr: 0 - 2 %, Si: 0 - 0,4 %, P: 0 - 0,1 %, S: 0 - 0,3 %, Ta: 0 - 0,5 %, W: 0 - 0,5 %, Ni: 0 - 2 %, Cu: 0 - 2 %, Ca: 0 - 0,15 %, N: 0 - 0,02 %, Co: 0 - 2 % sowie einem Element oder mehreren Elementen aus der Gruppe „Ti, Nb, V, Mo“ mit der Maßgabe, dass die Summe der Gehalte an diesen Elementen mindestens 0,05 % und höchstens 1 % beträgt, oder einem Element oder mehreren

Elementen aus der Gruppe „Zr, La, Ce, Y“ mit der Maßgabe, dass die Summe der Gehalte an diesen Elementen mindestens 0,05 % und höchstens 0,3 % beträgt, sowie Rest Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen besteht, wobei für das Verhältnis $\%Mn/\%Al$ gilt $\%Mn/\%Al > 1,2$ und für $Al_{eq} = \%Al + 0,4 \times (\%Si)^3 - 3 \times (\%Si)^2 + 8,3 \times \%Si$ gilt $3 \leq Al_{eq} \leq 8$ mit $\%Mn$: jeweiliger Mn-Gehalt des Stahls, $\%Al$: jeweiliger Al-Gehalt des Stahls, $\%Si$: jeweiliger Si-Gehalt des Stahls;

- b) Vergießen der Stahlschmelze zu einem Vorprodukt, wie einem Gussblock, einer Bramme, einer Dünnbramme oder einem gegossenen Band;
- c) Halten oder Erwärmen des Vorprodukts bei einer Vorwärmtemperatur von 1100 – 1350 °C;
- d) Warmwalzen des Vorprodukts zu einem Warmband mit einer Warmwalzendtemperatur, die 850 – 1050 °C beträgt;
- e) Abkühlen des Warmbands auf eine Haspeltemperatur, die 400 – 900 °C beträgt;
- f) Haspeln des auf die Haspeltemperatur abgekühlten Warmbands zu einem Coil;
- g) optional: Glühen des Warmbands bei einer Warmbandglühtemperatur von 700 – 1000 °C;
- h) optional: Beizen des Warmbands;
- i) Kaltwalzen des Warmbands zu einem kaltgewalzten Stahlband mit einem Gesamtumformgrad von 25 – 90 %;
- j) Schlussglühen des kaltgewalzten Stahlbands, wobei das Schlussglühen
 - entweder als Durchlaufglühung im kontinuierlichen Durchlauf durch einen Durchlaufglühofen absolviert wird, bei dem das kaltgewalzte

Stahlband über eine Dauer von mindestens 20 sec und weniger als 10 min auf eine Schlussglühtemperatur, die mindestens 950 °C und höchstens 1070 °C beträgt, gehalten wird,

- oder als Haubenglühung über eine Dauer von 0,5 – 60 h bei einer Schlussglühtemperatur durchgeführt wird, die mehr als 800 °C und bis zu 950 °C beträgt.

13. Verfahren nach Anspruch 12, d a d u r c h g e k e n n z e i c h n e t, d a s s die Warmwalzendtemperatur mindestens 900 °C beträgt.
14. Verfahren nach einem der Ansprüche 12 bis 13, d a d u r c h g e k e n n z e i c h n e t, d a s s im Fall, dass die Schlussglühung als Durchlaufglühung durchgeführt wird, die Schlussglühtemperatur mindestens 1000 °C beträgt, oder im Fall, dass die Schlussglühung als Haubenglühung durchgeführt wird, mehr als 850 °C beträgt.
15. Verfahren nach einem der Ansprüche 12 bis 14, d a d u r c h g e k e n n z e i c h n e t, d a s s die Haspeltemperatur 600 – 850 °C beträgt.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No
PCT/EP2018/057631

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER INV. C21D6/00 C21D8/02 C21D8/04 C23C2/04 C23C2/06 C21D9/46 C21D9/48 C22C38/04 C22C38/06 C22C38/20 C22C38/40 C22C38/42 C22C38/52 C23C30/00 C22C38/38				
According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC				
B. FIELDS SEARCHED 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	KR 101 481 069 B1 (KOREA MACH & MATERIALS INST [KR]) 13 January 2015 (2015-01-13) Para. 0075; Tab. 1+2, Bsp. 7; Anspruch 1 -----	1-15		
X	CN 104 694 816 A (UNIV BEIJING SCIENCE & TECH) 10 June 2015 (2015-06-10) Para. 0008-0011; Tab. 1+2, Bsp I, II; Ansprüche 1-4 -----	1-15		
A	CN 104 928 568 A (BAOSHAN IRON & STEEL) 23 September 2015 (2015-09-23) tables 1-3 -----	1-15		
A	EP 3 017 073 A1 (ARCELORMITTAL INVESTIGACION Y DESARROLLO SL [ES]) 11 May 2016 (2016-05-11) tables 1-2 -----	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 "E" earlier application or patent but published on or after the international filing date "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) "O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means "P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed "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 "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 "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 "&" document member of the same patent family				
Date of the actual completion of the international search 23 July 2018		Date of mailing of the international search report 01/08/2018		
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 Kreutzer, Ingo		

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

Information on patent family members

International application No

PCT/EP2018/057631

Patent document cited in search report	Publication date	Patent family member(s)	Publication date
KR 101481069	B1	13-01-2015	NONE
CN 104694816	A	10-06-2015	NONE
CN 104928568	A	23-09-2015	NONE
EP 3017073	A1	11-05-2016	BR 112015032233 A2 25-07-2017
		CA 2915776 A1 08-01-2015	
		CN 105358719 A 24-02-2016	
		EP 3017073 A1 11-05-2016	
		ES 2641853 T3 14-11-2017	
		HU E035159 T2 02-05-2018	
		JP 2016529392 A 23-09-2016	
		KR 20160027105 A 09-03-2016	
		MA 38660 A1 31-10-2016	
		PL 3017073 T3 28-02-2018	
		RU 2016103568 A 10-08-2017	
		UA 117134 C2 25-06-2018	
		US 2016194739 A1 07-07-2016	
		WO 2015001367 A1 08-01-2015	
		WO 2015001414 A1 08-01-2015	
		ZA 201508970 B 25-01-2017	

INTERNATIONALER RECHERCHENBERICHT

Internationales Aktenzeichen

PCT/EP2018/057631

A. KLASSIFIZIERUNG DES ANMELDUNGSGEGENSTANDES

INV. C21D6/00 C21D8/02 C21D8/04 C23C2/04 C23C2/06
C21D9/46 C21D9/48 C22C38/04 C22C38/06 C22C38/20
C22C38/40 C22C38/42 C22C38/52 C23C30/00 C22C38/38

Nach der Internationalen Patentklassifikation (IPC) oder nach der nationalen Klassifikation und der IPC

B. RECHERCHIERTE GEBIETE

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

C. ALS WESENTLICH ANGESEHENE UNTERLAGEN

Kategorie*	Bezeichnung der Veröffentlichung, soweit erforderlich unter Angabe der in Betracht kommenden Teile	Betr. Anspruch Nr.
X	KR 101 481 069 B1 (KOREA MACH & MATERIALS INST [KR]) 13. Januar 2015 (2015-01-13) Para. 0075; Tab. 1+2, Bsp. 7; Anspruch 1 -----	1-15
X	CN 104 694 816 A (UNIV BEIJING SCIENCE & TECH) 10. Juni 2015 (2015-06-10) Para. 0008-0011; Tab. 1+2, Bsp I, II; Ansprüche 1-4 -----	1-15
A	CN 104 928 568 A (BAOSHAN IRON & STEEL) 23. September 2015 (2015-09-23) Tabellen 1-3 -----	1-15
A	EP 3 017 073 A1 (ARCELORMITTAL INVESTIGACION Y DESARROLLO SL [ES]) 11. Mai 2016 (2016-05-11) Tabellen 1-2 -----	1-15



Weitere Veröffentlichungen sind der Fortsetzung von Feld C zu entnehmen



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

23. Juli 2018

Absendedatum des internationalen Recherchenberichts

01/08/2018

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

Kreutzer, Ingo

INTERNATIONALER RECHERCHENBERICHT

Angaben zu Veröffentlichungen, die zur selben Patentfamilie gehören

Internationales Aktenzeichen

PCT/EP2018/057631

Im Recherchenbericht angeführtes Patentdokument	Datum der Veröffentlichung	Mitglied(er) der Patentfamilie	Datum der Veröffentlichung
KR 101481069	B1	13-01-2015	KEINE
CN 104694816	A	10-06-2015	KEINE
CN 104928568	A	23-09-2015	KEINE
EP 3017073	A1	11-05-2016	BR 112015032233 A2 25-07-2017
		CA 2915776 A1	08-01-2015
		CN 105358719 A	24-02-2016
		EP 3017073 A1	11-05-2016
		ES 2641853 T3	14-11-2017
		HU E035159 T2	02-05-2018
		JP 2016529392 A	23-09-2016
		KR 20160027105 A	09-03-2016
		MA 38660 A1	31-10-2016
		PL 3017073 T3	28-02-2018
		RU 2016103568 A	10-08-2017
		UA 117134 C2	25-06-2018
		US 2016194739 A1	07-07-2016
		WO 2015001367 A1	08-01-2015
		WO 2015001414 A1	08-01-2015
		ZA 201508970 B	25-01-2017