

(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
1. Oktober 2015 (01.10.2015)



(10) Internationale Veröffentlichungsnummer
WO 2015/144530 A1

(51) Internationale Patentklassifikation:

C22C 38/02 (2006.01) C22C 38/18 (2006.01)
C22C 38/04 (2006.01) C21D 8/02 (2006.01)

(21) Internationales Aktenzeichen: PCT/EP2015/055686

(22) Internationales Anmeldedatum:
18. März 2015 (18.03.2015)

(25) Einreichungssprache: Deutsch

(26) Veröffentlichungssprache: Deutsch

(30) Angaben zur Priorität:
14161607.8 25. März 2014 (25.03.2014) EP

(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: **BONGARDS, Andreas**; Luisenstraße 100, 47198 Duisburg (DE). **EBEST, Sigrun**; Alleestraße 76, 46049 Oberhausen (DE). **SEBALD, Roland**; Am Rodenbusch 22, 47608 Geldern (DE).

(74) Anwalt: **THYSSENKRUPP AG**; CF-TIS/IPS, 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, 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)

(54) Title: COLD-ROLLED FLAT STEEL PRODUCT AND METHOD FOR THE PRODUCTION THEREOF

(54) Bezeichnung : KALTGEWALZTES STAHLFLACHPRODUKT UND VERFAHREN ZU SEINER HERSTELLUNG

(57) Abstract: The invention relates to a cold-rolled flat steel product and to a method for the production thereof. The flat steel product has a proof stress Rp0.2 of ≤ 320 MPa, an elongation at break A80 of $\geq 20\%$ and a microstructure comprising (in % by unit area) 62-82% ferrite, 10-30% martensite, 1.5-8% residual austenite and in total $\leq 10\%$ other microstructural constituents. The flat steel product in this case consists of a steel alloy containing (in % by weight) C: 0.06-0.1%, Si: 0.15-0.4%, Mn: 1.5-2%, Cr: 0.2-0.5%, Al: $\leq 0.1\%$, the sum total of the contents of C, Si, Mn and Cr being $\geq 2.3\%$ and $\leq 2.8\%$ and the sum total of the contents of Si and Al being $\leq 0.4\%$, P: $\leq 0.03\%$, S: $\leq 0.006\%$, N: $\leq 0.008\%$, and further technically unavoidable impurities, including $\leq 0.0006\%$ B, $\leq 0.02\%$ V and also in each case $\leq 0.01\%$ Nb, Ti and also in each case $\leq 0.1\%$ Mo, Ni and Cu, remainder iron. To produce such a flat steel product, firstly a cold-rolled flat steel product is produced, and this is then brought in a continuous pass to 760 - 860°C, at which it is held for an annealing period Gt, for which the following holds true depending on the thickness D of the flat steel product: $Gt \leq Gt \leq Gto$, where $Gtu [s] = 3.56 \cdot D^2 [s/mm^2] - 5.1 \cdot D [s/mm] + 9.8$ s $Gto [s] = -21.4 \cdot D^2 [s/mm^2] + 132.8 \cdot D [s/mm] + 47$ s.

(57) Zusammenfassung: Die Erfindung betrifft ein kaltgewalztes Stahlflachprodukt und ein Verfahren zu seiner Herstellung. Das Stahlflachprodukt besitzt eine Dehngrenze Rp0,2 von ≤ 320 MPa, eine Bruchdehnung A80 von $\geq 20\%$ und ein Gefüge mit (in Flächen-%) 62-82% Ferrit, 10-30% Martensit, 1,5-8% Restaustenit und in Summe $\leq 10\%$ sonstigen Gefügebestandteilen. Dabei besteht das Stahlflachprodukt aus einer Stahllegierung, die (in Gew.-%) C: 0,06-0,1%, Si: 0,15-0,4%, Mn: 1,5-2%, Cr: 0,2-0,5%, Al: $\leq 0,1\%$, wobei die Summe der Gehalte an C, Si, Mn und Cr $\geq 2,3\%$ und $\leq 2,8\%$ und die Summe der Gehalte an Si und Al $\leq 0,4\%$ ist, P: $\leq 0,03\%$, S: $\leq 0,006\%$, N: $\leq 0,008\%$, weitere technisch unvermeidbare Verunreinigungen, zu denen $\leq 0,0006\%$ B, $\leq 0,02\%$ V, sowie jeweils $\leq 0,01\%$ Nb, Ti sowie jeweils $\leq 0,1\%$ Mo, Ni und Cu gehören, Rest Eisen enthält. Zur Herstellung eines solchen Stahlflachprodukts wird zunächst ein kaltgewalztes Stahlflachprodukt hergestellt, das anschließend im kontinuierlichen Durchlauf auf 760 - 860 °C gebracht und dort über eine Glühdauer Gt gehalten wird, für die in Abhängigkeit von der Dicke D des Stahlflachprodukts gilt $Gtu \leq Gt \leq Gto$ mit $Gtu [s] = 3,56 \cdot D^2 [s/mm^2] - 5,1 \cdot D [s/mm] + 9,8$ s $Gto [s] = -21,4 \cdot D^2 [s/mm^2] + 132,8 \cdot D [s/mm] + 47$ s.

WO 2015/144530 A1

Kaltgewalztes Stahlflachprodukt und Verfahren zu seiner Herstellung

Die Erfindung betrifft ein kaltgewalztes Stahlflachprodukt mit einer mindestens 320 MPa betragenden Dehngrenze und ein Verfahren zu seiner Herstellung.

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

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

Angaben zu Gefügebestandteilen beziehen sich jeweils auf Flächenprozentage ("Flächen-%"), soweit nicht ausdrücklich anders angegeben.

Hochfeste Stahlflachprodukte haben insbesondere im Bereich des Automobilbaus eine wachsende Bedeutung, da sie besonders leichte Karosserie- und Fahrwerkskonstruktionen ermöglichen. Abhängig von ihrer Anfälligkeit gegen Korrosion, ihrem Einsatzort und der Aggressivität der Umgebung, in der sie eingesetzt werden, werden die Stahlflachprodukte dabei mit einem metallischen Schutzüberzug eingesetzt. Das geringe Gewicht von

hochfesten Stahlflachprodukten trägt nicht nur zur optimalen Nutzung der technischen Leistungsfähigkeit des jeweiligen Antriebsaggregats bei, sondern unterstützt die Ressourceneffizienz, Kostenoptimierung und den Klimaschutz.

Hohe Festigkeiten können bei Stahlflachprodukten durch Zugabe von größeren Mengen an festigkeitssteigernden Legierungsbestandteilen und geeignete Herstellverfahren erzielt werden. Die mit hohen Legierungsgehalten und aufwändigen Herstellverfahren verbundenen Kosten stehen jedoch der Forderung nach möglichst preisgünstigen Produkten entgegen, die auf wirtschaftliche Weise betriebssicher hergestellt werden können. Die Fachwelt ist daher bestrebt, über die Einsparung teurer Legierungselemente, wie zum Beispiel Mikrolegierungselemente und Molybdän, die Herstellkosten für hochfeste Stahlflachprodukte zu senken.

Kostengünstiger erhältliche Legierungselemente, die zum Ausgleich der für eine Minimierung der teuren festigkeitssteigernden Legierungselemente hochfesten Stählen zugegeben werden können, führen häufig in Folge einer Tendenz zur Korngrenzenoxidation und zur Bildung von Oxiden an der Oberfläche des Stahlblechs zur Verschlechterung der Verarbeitungseigenschaften und Oberflächenbeschaffenheit. Daher können mit den bekannten kostengünstigen Legierungskonzepten in vielen Fällen zwar die hohen geforderten Festigkeiten erreicht, jedoch nicht die anderen Eigenschaften gewährleistet werden, wie eine gute Zähigkeit, ein gutes Spröbruchwiderstandsverhalten, eine optimale Eignung zum Kaltumformen und zum Schweißen,

die von für den Automobilbau vorgesehenen Stahl Flachprodukten erwartet werden.

Korngrenzenoxidation entsteht bei Temperaturen oberhalb von 500 °C dadurch, dass Sauerstoff durch Diffusionsprozesse entlang der Korngrenzen von der Oberfläche aus in das Stahlsubstrat eindringt. Hierbei bildet der Sauerstoff mit den Elementen Oxide, die eine höhere Sauerstoffaffinität haben als Eisen, wie zum Beispiel Silizium, Aluminium, Mangan und Chrom. Dies führt zu einer deutlichen Schwächung der Korngrenzen und im fortgeschrittenen Stadium zum Herauslösen ganzer Körner aus dem Verbund. Diese wirken insbesondere beim Umformen als Kerben und führen so zu einem vorzeitigen Materialversagen. Ähnliches gilt für beschichtetes Material. Die Kerbwirkung der Korngrenzenoxidation besteht auch bei beschichtetem Material. Zusätzlich gilt, dass mit dem Herauslösen einzelner Körner oder ganzer Kornlagen die Beschichtungshaftung stark reduziert ist und es zu Defekten in der Oberflächenbeschichtung bis zum vollständigen Ablösen der Oberflächenbeschichtung kommt.

Ein Beispiel für ein Stahl Flachprodukt, das für Automobilanwendungen bestimmt ist und Bake-Hardening-Eigenschaften besitzen soll, ist in der EP 2 392 683 B1 beschrieben. Das aus dieser Veröffentlichung bekannte Stahl Flachprodukt besteht aus einem Stahl, der neben Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen (in Masse-%) mehr als 0,015 % und weniger als 0,100 % C, 0,01 - 0,3 % Si, mehr als 1,0 % und weniger als 1,90 % Mn, 0,015 % - 0,05 % P, bis zu 0,03 % S, 0,01 - 0,5 % ungelöstes Al, bis zu 0,005 % N, weniger als 0,30 % Cr, 0,0003 - 0,005 % B, weniger als

0,014 % Ti, bis zu 0,1 % Mo, bis zu 0,4 % V, bis zu 0,015 % Nb, bis zu 0,15 % W, bis zu 0,1 % Zr, bis zu 0,5 % Cu, bis zu 0,5 % Ni, bis zu 0,2 % Sn, bis zu 0,2 % Sb, bis zu 0,01 % Ca, bis zu 0,01 % Ce und bis zu 0,01 % La enthält.

Gleichzeitig soll die Legierung des Stahls die Bedingungen $2,2 \leq (\%Mn + 1,3\% \times \%Cr + 8 \%P + 150 B^* \leq 3,1$ und $0,42 \leq 8 \times \%P + 150 B^*) \leq 0,73$ erfüllen. B^* wird dabei nach der Formel $B^* = \%B + \%Ti \times 0,2025 + \%Al \times 0,01$ berechnet und gleich 0,0022 % gesetzt, wenn sich für B^* nach dieser Formel ein Wert für B^* ergibt, der größer als 0,0022 % ist. Mit %Mn, %Cr, %P, %B, %Ti und %Al sind in den genannten Formeln der jeweilige Mn-, Cr-, P-, B-, Ti- und Al-Gehalt der Legierung bezeichnet.

Das Gefüge des in der voranstehend dargelegten Weise legierten bekannten Stahlflachprodukts soll zudem ein Mikrogefüge aus Ferrit und einer aus Martensit, Restaustenit sowie optional Perlit oder Bainit bestehenden zweiten Phase haben. Der Flächenanteil der zweiten Phase soll in Summe 3 - 15 Flächen-% und der Anteil des Flächenanteils von Martensit und Restaustenit an dem Gesamtflächenanteil der zweiten Phase mehr als 70 % betragen. Des Weiteren sollen 50 % oder mehr des Flächenanteils der zweiten Phase an einem Korngrenztripelpunkt vorhanden sein, wobei Körner, die drei oder mehr Ferritkorngrenzen berühren, als Körner zweiter Phase definiert sind, die an dem Korngrenztripelpunkt vorhanden sind.

Aus den in der EP 2 392 683 B1 aufgeführten Ausführungsbeispielen geht hervor, dass die derart beschaffenen bekannten Stahlflachprodukte Zugfestigkeiten

von 430 - 594 MPa und Dehngrenzen von 201 - 274 MPa aufweisen. Zur Herstellung solcher Stahlflachprodukte wird in der EP 2 392 683 B1 ein Verfahren vorgeschlagen, bei dem eine auf 1100 - 1300 °C erwärmte Stahlbramme bei einer Fertigwalztemperatur, die zwischen dem Ar3-Übergangspunkt und dem Ar3-Übergangspunkt + 150 °C liegt, warmgewalzt, nach dem Warmwalzen mit einer Kühlrate von mindestens 20 K/s auf 640 °C abgekühlt und anschließend bei 400 - 620 °C gehaspelt wird. Dann wird das Warmband mit einem Verformungsgrad von 50 - 85 % kaltgewalzt. Das erhaltene kaltgewalzte Band wird bei einer Anlasstemperatur von mehr als 740 °C und weniger als 840 °C in einer kontinuierlichen Verzinkungs- und Galvannealing-Linie einer Anlassbehandlung unterzogen, dann mit einer durchschnittlichen Kühlrate von 2 - 30 K/s von der Anlasstemperatur auf die Temperatur eines Verzinkungsbades gekühlt, das bei 450 - 500 °C gehalten wird. Das so anlassbehandelte Band durchläuft das Verzinkungsbad. Das aus dem Verzinkungsbad austretende Stahlflachprodukt wird dann gemäß einer ersten Variante des bekannten Verfahrens direkt mit einer durchschnittlichen Kühlrate von 5 - 100 K/s auf eine Temperatur von ≤ 100 °C abgekühlt oder gemäß einer zweiten Variante des bekannten Verfahrens einer Legierungsbehandlung unterzogen, bei der es für 30 Sekunden in einem Temperaturbereich von 470 - 650 °C gehalten wird, um dann wiederum mit einer durchschnittlichen Kühlrate von 5 - 100 K/s auf ≤ 100 °C abgekühlt zu werden.

Vor dem Hintergrund des voranstehend erläuterten Standes der Technik bestand die Aufgabe der Erfindung darin, ein Stahlflachprodukt zu schaffen, das bei einem auf kostengünstig erhältlichen Legierungselementen basierenden

Legierungskonzept eine für die Verwendung im Automobilbau optimale Eigenschaftskombination besitzt.

Ebenso sollte ein Verfahren zur Herstellung eines solchen Stahlflachprodukts angegeben werden.

In Bezug auf das Produkt löst die Erfindung diese Aufgabe durch ein kaltgewalztes Stahlflachprodukt, das die in Anspruch 1 angegebenen Merkmale besitzt.

In Bezug auf das Verfahren besteht die Lösung der voranstehend genannten Aufgabe darin, dass bei der Erzeugung eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts die in Anspruch 5 angegebenen Arbeitsschritte durchlaufen werden.

Der Erfindung liegt eine Stahllegierung zu Grunde, deren Legierungsbestandteile und Legierungsgehalte in engen Grenzen so aufeinander abgestimmt sind, dass bei Verwendung von kostengünstigen Legierungselementen und einer betriebssicher durchzuführenden Herstellung jeweils maximierte mechanische Eigenschaften und eine optimierte Oberflächenbeschaffenheit erzielt werden.

Legierungsbestandteile und Legierungsgehalte der erfindungsgemäßen Stahllegierung sind dabei so gewählt, dass sich bei Einhaltung der erfindungsgemäß vorgegebenen Arbeitsschritte zuverlässig ein hochfestes Stahlflachprodukt mit einer Eigenschaftskombination erzeugen lässt, das für die Verwendung im Leichtbau, insbesondere im Automobilbau, besonders geeignet ist.

Kohlenstoff ist im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt mit Gehalten von 0,06 Gew.-% bis 0,1 Gew.-% enthalten. Ein Gehalt von mindestens 0,06 Gew.-% ist erforderlich, um die gewünschte Festigkeit über die Bildung einer ausreichenden Menge an Martensit sicher zu erreichen. Gehalte von mehr als 0,1 Gew.-% würden sich dagegen negativ auf die Schweißbeignung auswirken.

Silizium ist im erfindungsgemäßen Stahl mit Gehalten von 0,15 - 0,4 Gew.-% vorhanden. Ein Si-Gehalt von 0,15 Gew.-% trägt zur Härtung des Ferrits bei. Ein Si-Gehalt von mehr als 0,4 Gew.-% bringt jedoch die Gefahr mit sich, dass sich bei einer im Zuge der Erzeugung des Stahlflachprodukts durchgeführten Glühbehandlung Siliziumoxid an der Oberfläche des Stahlbandes bildet, welches die weitere Verarbeitung und eine optional erfolgende Beschichtung des Stahlflachprodukts erschweren würde.

Mangan gewährleistet mit einem Mindestgehalt von 1,5 Gew.-%, dass das erfindungsgemäße Stahlflachprodukt die geforderte Festigkeit besitzt. Mn-Gehalte von mehr als 2 Gew.-% führen jedoch zu einem erhöhten Aufwand bei der Erzeugung. Zudem neigt Mangan oberhalb von 2 Gew.-% zur Ausbildung von unerwünschten Seigerungen.

Aluminium wird während der Stahlerzeugung zum Desoxidieren und zur Abbindung des Stickstoffs verwendet. Hierfür ist ein Gehalt von bis zu 0,1 Gew.-% erforderlich.

Betriebssicher tritt die gewünschte Wirkung bei einem Aluminiumgehalt von 0,02 - 0,05 Gew.-% ein.

Chrom wirkt im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt ebenfalls festigkeitssteigernd. Hierzu wird ein Gehalt von mindestens 0,2 Gew.-% benötigt. Zu hohe Cr-Gehalte führen allerdings zu einer Verminderung der Dehnungseigenschaften. Daher ist der Chromgehalt auf höchstens 0,5 Gew.-% beschränkt.

Die kombinierte festigkeitssteigernde Wirkung der Anwesenheit von Kohlenstoff, Silizium, Mangan und Chrom wird erfindungsgemäß dadurch sichergestellt, dass die Summe der innerhalb der voranstehenden Vorgaben eingestellten Gehalte %C, %Si, %Mn, %Cr an diesen Elementen mindestens 2,3 Gew.-% beträgt ($\%C + \%Si + \%Mn + \%Cr \geq 2,3 \text{ Gew.-%}$). Auf diese Weise werden die geforderten Festigkeiten sicher erreicht, ohne dass dafür dem Stahl des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts Mikrolegierungselemente oder andere festigkeitssteigernde Elemente zugegeben werden müssen. Übersteigt die Summe der Gehalte an C, Si, Mn und Cr dagegen 2,8 Gew.-%, so steigt zwar die Festigkeit des Stahlflachprodukts weiter an. Dies würde jedoch mit einer unerwünschten Abnahme der Bruchdehnung einhergehen. Auch würde in diesem Fall die Oberflächenbeschaffenheit eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts verschlechtert, da eine zu große Gesamtmenge an C, Si, Mn und Cr die Korngrenzenoxidation bei hohen Haspeltemperaturen oder Glühtemperaturen deutlich fördern würde. Dies gilt insbesondere für Silizium und zusätzlich auch für Aluminium. Aus diesem Grund soll die aus dem Al-Gehalt %Al und Si-Gehalt %Si gebildete Summe im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt höchstens gleich 0,4 Gew.-% sein.

Durch die erfindungsgemäße Einstellung der Legierungsgehalte eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts sind die Voraussetzungen dafür geschaffen, dass die Korngrenzenoxidation auf eine ausgehend von der Oberfläche des Stahlsubstrats gemessene Tiefe von 5 µm beschränkt ist. Würde sich die Korngrenzenoxidation über eine größere Tiefe erstrecken, würde dies zu einer deutlichen Verschlechterung der Oberflächenbeschaffenheit führen. Diese würde sich in einer schlechten Haftung einer beispielsweise als Korrosionsschutz aufgetragenen Beschichtung äußern. So kann es in Folge einer Korngrenzenoxidation, die tiefer in das Stahlsubstrat eindringt als 5 µm, zur Auslösung von oberen Kornlagen sowie zu Problemen bei der Weiterverarbeitung des Stahlblechs kommen. Insbesondere beim Umformen kann dann eine erhöhte Kerbwirkung auftreten, welche zum Bauteilversagen führen kann. Indem erfindungsgemäß die Summe der Gehalte an Kohlenstoff, Silizium, Mangan und Chrom auf maximal 2,8 Gew.-% ($2,3 \text{ Gew.-%} \leq \%C + \%Si + \%Mn + \%Cr \leq 2,8 \text{ Gew.-%}$) und die Summe der Gehalte an Silizium %Si und Aluminium %Al auf maximal 0,4 Gew.-% ($\%Al + \%Si \leq 0,4 \text{ Gew.-%}$) beschränkt ist, sind diese Gefahren vermieden.

Weitere Legierungselemente sind im Stahl nicht vorgesehen. Insbesondere B, V, Nb, Ti, Mo, Ni, Cu sind im erfindungsgemäßen Stahlblech allenfalls in einem so geringen Maße vorhanden, dass sie keinen Einfluss auf die Eigenschaften des Stahlflachprodukts haben und als solches den technisch unvermeidbaren Verunreinigungen zuzurechnen sind. Durch die Zugabe eines dieser Elemente in wirksamen Mengen würde zwar die Festigkeit des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts erhöht. Im Gegenzug müsste jedoch ein

Rückgang der Bruchdehnung und des n-Werts des Stahlflachprodukts hingenommen werden. Daher gilt für Molybdän, Kupfer und Nickel eine Gehaltsobergrenze von 0,1 Gew.-%, für Niob und Titan eine Gehaltsobergrenze von jeweils 0,01 Gew.-%, für Vanadium eine Gehaltsobergrenze von 0,02 Gew.-% sowie für Bor eine Gehaltsobergrenze von 0,0006 %. Auch P, S und N zählen zu den unvermeidbaren Verunreinigungen des Stahlsubstrats eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts.

Das Begleitelement Phosphor würde in größeren Gehalten die Umformbarkeit sowie das Fügeverhalten insbesondere beim Schweißen des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts verschlechtern. Der Phosphorgehalt soll daher die Obergrenze von 0,03 Gew.-% nicht überschreiten. Optimaler Weise ist der P-Gehalt auf weniger als 0,02 Gew.-% beschränkt.

Schwefel in größeren Gehalten hätte ebenfalls einen entschieden negativen Einfluss auf die Umformbarkeit eines erfindungsgemäß verarbeiteten Stahls infolge von MnS-Bildung. Aus diesem Grund darf der S-Gehalt eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts höchstens 0,006 Gew.-% betragen. Um die negativen Einflüsse von Schwefel auf die Eigenschaften des erfindungsgemäß verarbeiteten Stahls sicher auszuschließen, kann der S-Gehalt auf max. 0,003 Gew.-% beschränkt sein.

Stickstoff ist in Stahlflachprodukten der erfindungsgemäßen Art technisch unvermeidbar als Begleitelement in geringen, in den Bereich der Verunreinigungen fallenden Gehalten vorhanden. Zu hohe Stickstoffgehalte verschlechtern jedoch

die Alterungsbeständigkeit entscheidend. Um dies zu verhindern, ist bei einem erfindungsgemäß verarbeiteten Stahl die Obergrenze für den Stickstoff-Gehalt auf 0,008 Gew.-% festgesetzt.

Die Dehngrenze $R_{p0,2}$ eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts beträgt mindestens 320 MPa. In der Betriebserprobung haben erfindungsgemäße Stahlflachprodukte regelmäßig Dehngrenzen $R_{p0,2}$ von 320 - 450 MPa erreicht.

Die Zugfestigkeit R_m erfindungsgemäßer Stahlflachprodukte beträgt dabei mindestens 580 MPa, wobei hier die Zugfestigkeiten R_m von erfindungsgemäßen Stahlflachprodukten in der Praxis regelmäßig im Bereich von 580 - 720 MPa liegen.

Gleichzeitig weisen erfindungsgemäße Stahlflachprodukte eine Bruchdehnung A_{80} von jeweils mindestens 20 % auf, wobei die Bruchdehnung A_{80} erfindungsgemäßer Stahlflachprodukte regelmäßig im Bereich von 20 - 36 % liegt.

Die für erfindungsgemäße Stahlflachprodukte ermittelten n -Werte betragen mindestens 0,13. In der Praxis liegen die n -Werte bei 0,13 - 0,2. Die n -Werte wurden gemäß DIN ISO 10275:2009-06 in Verbindung mit DIN EN ISO 6892-1:2009 als $n_{10-20/Ag}$ -Werte bestimmt.

Indem die Korngrenzenoxidation, wie voranstehend erläutert, bei erfindungsgemäßen Stahlflachprodukten ausgehend von der Oberfläche des fertigen Stahlflachprodukts auf eine Tiefe von maximal 5 μm beschränkt ist, weist ein

erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt eine gute Eignung für die Weiterverarbeitung durch Umformen oder Fügen auf.

Aufgrund ihrer optimalen Oberflächenbeschaffenheit eignen sich erfindungsgemäße Stahlflachprodukte in besonderer Weise dazu, in an sich bekannter Weise zur Verbesserung ihrer Korrosionsbeständigkeit mit einer Beschichtung überzogen zu werden. Hierbei handelt es sich insbesondere um metallische Überzüge, wie Zn-, Mg- oder Al-basierte Beschichtungen.

Das Gefüge eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts enthält 62 - 82 Flächen-% Ferrit, 10 - 30 Flächen-% Martensit, 1,5 - 8 Flächen-% Restaustenit und in Summe maximal 10 Flächen-% sonstige Gefügebestandteile, zu denen zum Beispiel Perlit, Bainit und Zementit, aber auch Karbide gezählt werden.

Der neben dem das Gefüge dominierenden Ferrit vorhandene Martensitanteil von 10 - 30 Flächen-% stellt einerseits sicher, dass bei erfindungsgemäßen Stahlflachprodukten die geforderten Festigkeitswerte erreicht werden. Gleichzeitig ist er so beschränkt, dass es zu keinem übermäßigen Anstieg der Festigkeit zu Lasten der Bruchdehnung kommt.

Zur hohen Mindestbruchdehnung A80 von ≥ 20 % tragen zudem die 1,5 - 8 Flächen-% an Restaustenit im Gefüge des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts bei. Ein Anteil von über 8 Flächen-% Restaustenit würde auf Kosten des Anteils an Martensit erhalten bleiben, wodurch wieder die Gefahr bestünde, dass die geforderte Festigkeit des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts nicht erreicht wird.

Die Summe der neben dem dominierenden Ferrit sowie Martensit und Restaustenit vorhandenen sonstigen Gefügebestandteile ist so gering, dass sie zu keiner wesentlichen Beeinflussung der mechanischen Eigenschaften des Stahls, insbesondere seiner Dehngrenze $R_{p0,2}$, führt.

Die Summe der neben Ferrit im Gefüge des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts existierenden weiteren Phasen und Gefügebestandteile, also die Summe aus Martensit, Restaustenit und sonstiger Gefügebestandteile, beträgt optimaler Weise mindestens 18 Flächen-%. Auf diese Weise kann betriebssicher gewährleistet werden, dass erfindungsgemäß legierte Stahlflachprodukte die geforderten Festigkeiten erreichen.

Um sicherzustellen, dass die gewünschte hohe Bruchdehnung erreicht wird, kann gleichzeitig der Gesamtanteil der neben Ferrit existierenden weiteren Phasen auf höchstens 38 Flächen-% beschränkt werden. Auch hier gilt, dass bei einem Gesamtanteil der weiteren Phasen von mehr als 38 Flächen-% die Zugfestigkeit erfindungsgemäßer Stahlflachprodukte zwar deutlich ansteigen würde, dass damit einhergehend jedoch die Mindestbruchdehnung ebenso deutlich abnehmen würde.

Die hier im Allgemeinen und in Bezug auf die nachfolgend dargestellten Ausführungsbeispiele angegebenen mechanischen Eigenschaften erfindungsgemäßer Stahlflachprodukte sind jeweils an Längsproben gemäß DIN EN ISO 6892-1:2009, Probenform 2 nach DIN EN ISO 6892-1:2009, Messlänge 80 mm, Probenbreite 20 mm ermittelt worden. Die Längsproben stammten dabei aus der Bandachse, d. h. aus einer Lage in

der Mitte der Bandbreite. Die Bestimmung der n-Werte erfolgte auch hier gemäß DIN ISO 10275:2009-06 in Verbindung mit DIN EN ISO 6892-1:2009 als $n_{10-20/Ag}$ -Werte.

Zur Bestimmung der von der Oberfläche des Stahlsubstrats aus gemessenen Tiefe der Korngrenzenoxidation wird vom fertig hergestellten erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt aus der Bandachse ein 30 mm langer Schliff längs zur Walzrichtung durch die Banddicke angefertigt. Hierfür werden die Proben beispielsweise in Kunstharz eingebettet, im Längsschliff geschliffen und mit einer Diamantsuspension poliert, deren Körner einen mittleren Korndurchmesser von 1 μm haben. Anschließend wird der Schliff mit Wasser oder Alkohol gereinigt, um eine flecken- und streifenfreie Oberfläche zu erhalten.

Die Korngrenzenoxidation wird im Schliffbild durch eine dunkle Belegung entlang der Korngrenze sichtbar. Die Tiefe der Korngrenzenoxidation wird bei einer Vergrößerung von 1000:1 unter einem Lichtmikroskop über eine Messlänge von mindestens 100 μm in Walzrichtung gemessen. Für die Bewertung der Korngrenzenoxidation wird der größte Wert der Eindringtiefe herangezogen, d. h. der Wert, der an der Stelle ermittelt wird, an der die Korngrenzenoxidation am weitesten in das Stahlsubstrat eingedrungen ist und zwar bezogen auf die Oberfläche an der betreffenden Stelle. Die hier gemachten und erfindungsgemäß einzuhaltenden Maßgaben zur Tiefe der Korngrenzenoxidation bedeuten daher, dass der betreffende Tiefenwert ein Maximum darstellt, das beim jeweiligen erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt nicht überschritten wird. Dies ist nicht gleichzusetzen damit, dass die Korngrenzenoxidation über eine bestimmte größere

Fläche gleichmäßig diesen Wert hat. Vielmehr verteilt sich die Eindringtiefe bezogen auf eine größere Fläche jeweils über einen Bereich von 0 μm (keine Korngrenzenoxidation feststellbar) bis zum jeweiligen Maximalwert, der erfindungsgemäß nicht über 5 μm hinausgeht.

Für die Bestimmung der Gefügebestandteile kann der für die Untersuchung der Korngrenzenoxidation angefertigte Längsschliff zusätzlich in an sich bekannter Weise so aufbereitet werden, dass die betreffenden Bestandteile sichtbar werden. Hierzu kann der Längsschliff mit einem geeigneten Mittel geätzt werden, z. B. mit einer alkoholischen Salpetersäure, die einen Salpetersäureanteil von 3 Vol.-% enthält, in der Fachsprache auch als "Nital" bezeichnet. Betrachtet wird hierbei die Probenlage in 1/3 bzw. 2/3 der Dicke des Stahlblechs bei 1000-facher Vergrößerung im Auflichtmikroskop.

Die Bestimmung des Restaustenitanteils erfolgt mittels Mikrodiffraktometer am selben Längsschliff. Während der Messung beträgt die Beschleunigungsspannung 35 kV und die Stromstärke 30 mA. Die untere Nachweisgrenze liegt hier bei 1 % Restaustenit.

Das erfindungsgemäße Verfahren zum Herstellen eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts umfasst folgende Arbeitsschritte:

- a) Erschmelzen einer Stahlschmelze, die (in Gew.-%) aus 0,06 - 0,1 % C, 0,15 - 0,4 % Si, 1,5 - 2 % Mn, 0,2 - 0,5 % Cr, bis zu 0,1 % Al, wobei die Summe der Gehalte an C, Si, Mn und Cr mindestens gleich 2,3 % und

höchstens gleich 2,8 % und die Summe der Gehalte an Si und Al höchstens gleich 0,4 %, bis zu 0,03 % P, bis zu 0,006 % S, bis zu 0,008 % N sowie weiteren technisch unvermeidbaren Verunreinigungen, zu denen $\leq 0,0006$ % B, $\leq 0,02$ % V, sowie jeweils $\leq 0,01$ % Nb, Ti sowie jeweils $\leq 0,1$ % Mo, Ni und Cu gehören, und als Rest aus Eisen besteht;

- b) Vergießen der Stahlschmelze zu einem Vorprodukt, bei dem es sich um eine Bramme oder Dünnbramme handelt;
- c) Durcherwärmen des Vorprodukts auf eine Temperatur von 1100 - 1300 °C;
- d) optionales Entzundern und Vorwalzen des durcherwärmten Vorprodukts;
- e) Fertigwarmwalzen des Vorprodukts zu einem warmgewalzten Stahlflachprodukt, wobei die Temperatur (AT) des Vorprodukts am Anfang des Fertigwarmwalzens 1050 - 1150 °C und die Temperatur (ET) des fertig warmgewalzten Stahlflachprodukts am Ende des Fertigwarmwalzens 800 - 950 °C beträgt;
- f) Abkühlen des fertig warmgewalzten und optional zuvor über die Pausenzeit gehaltenen Stahlflachprodukts auf eine Haspeltemperatur (HT) von 500 - 650 °C;
- g) Haspeln des auf die Haspeltemperatur (HT) abgekühlten warmgewalzten Stahlflachprodukts;
- h) Abkühlen des warmgewalzten Stahlflachprodukts im Coil auf Raumtemperatur;

- i) Entzundern des abgekühlten warmgewalzten Stahlflachprodukts;
- j) Kaltwalzen des warmgewalzten Stahlflachprodukts zu einem kaltgewalzten Stahlflachprodukt, wobei der über das Kaltwalzen erzielte Kaltwalzgrad 40 - 85 % und die Dicke des fertig kaltgewalzten Stahlflachprodukts 0,6 - 2,9 mm beträgt;
- k) im kontinuierlichen Durchlauf erfolgendes Glühen des kaltgewalzten Stahlflachprodukts, wobei das Stahlflachprodukt zunächst in einem oder mehreren Schritten auf eine Glühtemperatur (GT) von 760 - 860 °C gebracht und dann in diesem Glühtemperaturbereich über eine Glühdauer (Gt) gehalten wird, die in einem Glühdauerbereich liegt, dessen Untergrenze Gtu und Obergrenze Gto in Abhängigkeit von der jeweiligen Dicke D des kaltgewalzten Stahlflachprodukts wie folgt ermittelt wird:

$$Gtu [s] = 3,56 \cdot D^2 [s/mm^2] - 5,1 \cdot D [s/mm] + 9,8 s$$

$$Gto [s] = -21,4 \cdot D^2 [s/mm^2] + 132,8 \cdot D [s/mm] + 47 s$$

- l) Abkühlen des geglühten Stahlflachprodukts in einem oder mehreren Schritten auf eine Zwischentemperatur ZT von 400 - 550 °C, wobei die Abkühlung mindestens im Temperaturbereich von 550 - 650 °C mit einer Abkühlrate von 2 - 100 K/s erfolgt;
- m') Schmelztauchbeschichten des auf die Zwischentemperatur ZT abgekühlten Stahlflachprodukts

oder

m") direktes Abkühlen des Stahlflachprodukts von der Zwischentemperatur mit einer Abkühlgeschwindigkeit RK von 0,1 - 50 K/s auf Raumtemperatur.

Demnach wird im Arbeitsschritt a) eine entsprechend der erfindungsgemäß für das Stahlflachprodukt vorgegebenen Legierung zusammengesetzter Stahl erschmolzen, der zu einem Vorprodukt vergossen wird. Dies kann im konventionellen Brammenguss oder im Dünnbrammenguss erfolgen.

Anschließend wird das jeweilige Vorprodukt im Arbeitsschritt b) auf eine Temperatur von 1100 - 1300 °C durcherwärmt. Im Fall, dass die Schmelze zu Brammen vergossen worden ist, werden dazu die erhaltenen Brammen auf 1100 - 1300 °C wiedererwärmt, wogegen die durch Dünnbrammengießen erhaltenen Dünnbrammen optimaler Weise aus der Gießhitze in diesem Temperaturbereich gehalten werden. Erforderlichenfalls kann selbstverständlich auch hier eine Wiedererwärmung erfolgen.

Die bei 1100 - 1300 °C durcherwärmten Vorprodukte werden, sofern dies im Hinblick auf die Dicke des zu erzeugenden fertig warmgewalzten Stahlflachprodukts erforderlich ist, im Arbeitsschritt d) optional in üblicher Weise entzundert und vorgewalzt. Ein Entzundern und Vorwalzen ist üblicherweise erforderlich, wenn Brammen größerer Dicke verarbeitet werden. Dagegen kann auf diese Arbeitsschritte, insbesondere das Vorwalzen, in der Regel verzichtet werden, wenn Dünnbrammen mit den heute üblichen Abmessungen verarbeitet werden.

Die erforderlichenfalls vorgewalzten Vorprodukte werden zu einem warmgewalzten Stahlflachprodukt mit einer Dicke von höchstens 6 mm fertig warmgewalzt (Arbeitsschritt e)). Die Temperatur AT der Vorprodukte beim Einlauf in die Fertigwarmwalzstaffel beträgt 1050 - 1150 °C. Die fertig warmgewalzten Stahlflachprodukte verlassen die Fertigwarmwalzstaffel mit einer Temperatur ET von 800 - 950 °C.

Nach dem Fertigwarmwalzen wird das erhaltene warmgewalzte Stahlflachprodukt im Arbeitsschritt f) mit einer mittleren Abkühlgeschwindigkeit von 30 - 300 K/s, insbesondere mindestens 70 K/s, auf eine Haspeltemperatur von 500 - 650 °C abgekühlt. Entscheidend hierbei ist die Einhaltung der Haspeltemperatur, während die Durchführung der Kühlung an eine bestehende Anlage angepasst werden kann. So ist die Kühlung bevorzugt mittels Wasser vorzunehmen, wobei die Wasserkühlung durch Pausenzeiten unterbrochen werden kann, bei denen das Band lediglich durch die Umgebungsatmosphäre (Luft) abgekühlt wird. Hierbei sind unterschiedlichste Kombinationen an Wasser- und Luftabkühlungsphasen denkbar.

Es hat sich zudem als zweckmäßig erwiesen, wenn zwischen dem Ende des Fertigwalzens und dem Beginn der Kühlung eine mittlere Pausenzeit von 1 - 15 Sekunden eingehalten wird, in der das warmgewalzte Stahlflachprodukt an Luft verweilt. Auf diese Weise wird ein gleichmäßiger Rekristallisationszustand im Warmband erreicht, der bei der Abkühlung eine gleichmäßige Umwandlung des Gefüges zur Folge hat. Dies hat einen positiven Einfluss sowohl auf die Gleichmäßigkeit der mechanischen Eigenschaften des Warmbandes als auch auf die Ebenheit des Warmbandes.

Bei der durch die Abkühlung erreichten Haspeltemperatur HT wird das jeweilige warmgewalzte Stahlflachprodukt anschließend zu einem Coil gehaspelt (Arbeitsschritt g)). Eine Haspeltemperatur unter 500 °C führt zu einer wesentlich höheren Festigkeit und Dehngrenze und würde das anschließende Kaltwalzen unnötig erschweren. Oberhalb einer Temperatur von 650 °C nimmt die Gefahr der Korngrenzenoxidation zu. Deshalb soll maximal bei einer Haspeltemperatur von 650 °C gehaspelt werden. Als in Hinblick auf die angestrebten Eigenschaften von erfindungsgemäß erzeugtem Stahlflachprodukt besonders vorteilhaft hat sich eine Haspeltemperatur von 530 - 600 °C herausgestellt.

Das warmgewalzte Stahlflachprodukt wird nun im Coil auf Raumtemperatur abgekühlt (Arbeitsschritt h)).

Nach der Abkühlung im Coil durchläuft das warmgewalzte Stahlflachprodukt eine Entzunderungsbehandlung, bei der das Stahlflachprodukt durch Beizen oder in einer anderen geeigneten Weise von auf ihm haftenden Zunder befreit wird (Arbeitsschritt i)).

Bei einer im Hinblick auf die Optimierung der Oberflächenbeschaffenheit praxisgerechten Variante erfolgt das Entzundern durch ein Beizen, bei dem das Stahlflachprodukt über eine Beizzeit Bt von 30 - 250 Sekunden durch ein mit einer Beizsäure gefülltes Beizbecken geführt wird. Bei der Beizsäure kann es sich beispielsweise um 25 %-ige Schwefelsäure (H_2SO_4) handeln, die auf eine Temperatur von 70 - 98 °C, erwärmt ist. Badtemperaturen von 85 - 95 °C haben sich hier in praktischen Versuchen

besonders bewährt. Ist die Beizzeit zu kurz, so besteht bei einem verstärkten Zunderbefall die Gefahr, dass Zunderreste an der Bandoberfläche verbleiben.

Der Vorteil einer Beizbehandlung besteht auch darin, dass durch den mit dem Beizen einhergehenden Materialabtrag die oberflächennahen Schichten entfernt werden, die von einer Korngrenzenoxidation befallen sein könnten. Jedoch würde bei einer zu langen Beizzeit zu viel Material entfernt mit der Folge, dass sich Oberflächenunregelmäßigkeiten einstellen. Diese können am fertigen kaltgewalzten Stahlflachprodukt Baddickenschwankungen und damit einhergehend uneinheitliche mechanische Eigenschaften verursachen. Auch führen unregelmäßig ausgebildete Oberflächen im Fall, dass das fertige Stahlflachprodukt mit einer metallischen Schutzbeschichtung belegt werden soll, zu einer ungleichmäßigen Schichtausbildung. Dies gilt insbesondere, wenn die Beschichtung durch Feuerbeschichten aufgetragen werden soll.

Im folgenden Arbeitsschritt j) wird das warmgewalzte Stahlflachprodukt zu einem kaltgewalzten Stahlflachprodukt mit einer Dicke von 0,6 - 2,9 mm kaltgewalzt. Der über das Kaltwalzen erzielte Kaltwalzgrad KWG beträgt 40 - 85 % ($KWG = (dW - D) / dW * 100\%$ mit dW = Dicke des Stahlflachprodukts vor dem Kaltwalzen und D = Dicke des fertig kaltgewalzten Stahlflachprodukts).

Das kaltgewalzte Stahlflachprodukt durchläuft dann im Arbeitsschritt k) einen im kontinuierlichen Durchlauf absolvierten Glühprozess. Hierbei wird das Band in einem oder mehreren Schritten auf eine Glühtemperatur GT von

760 - 860 °C gebracht und in diesem Glühtemperaturbereich über eine Glühdauer G_t gehalten, für die gilt $G_{tu} \leq G_t \leq G_{to}$. Die Untergrenze G_{tu} und die Obergrenze G_{to} der in Sekunden angegebenen Glühdauer G_t wird dabei in Abhängigkeit von der in mm angegebenen Dicke d des kaltgewalzten Stahlflachprodukts wie folgt ermittelt:

$$G_{tu} [s] = 3,56 \cdot D^2 [s/mm^2] - 5,1 \cdot D [s/mm] + 9,8 \text{ s}$$

$$G_{to} [s] = -21,4 \cdot D^2 [s/mm^2] + 132,8 \cdot D [s/mm] + 47 \text{ s}$$

Die minimale Glühdauer G_{tu} und die Mindestglühtemperatur von 760 °C dürfen nicht unterschritten werden, da sonst ein zu geringer Anteil an Austenit gebildet wird. Dies würde bei der folgenden Abkühlung zu einem geringeren Anteil an Martensit und damit zur Absenkung der Dehngrenze und der Zugfestigkeit führen. Zudem muss sichergestellt werden, dass insbesondere bei dickeren Bändern die vollständige Durchwärmung erreicht wird. Anderenfalls würde sich bezogen auf die Bandbreite an den seitlichen Rändern der kaltgewalzten Stahlflachprodukte ein wesentlich anderes Gefüge einstellen als in ihrer Mitte. Gleiches gilt bei Betrachtung über die Blechdicke. Das Gefüge im Bereich der Oberfläche wäre bei einer zu kurzen Glühdauer G_t und einer zu niedrigen Glühtemperatur GT ein anderes als in der Dickenmitte des Stahlflachprodukts. Dieses hätte stark streuende mechanische Eigenschaften zur Folge. Durch Einhaltung der erfindungsgemäß bezüglich der Glühdauer G_t und Glühtemperatur GT gemachten Vorgaben wird dagegen ein Stahlflachprodukt erhalten, das sich durch eine besonders homogene Eigenschaftsverteilung auszeichnet. Bei Überschreitung der maximalen Glühdauer G_{to} oder Glühtemperaturen GT von mehr als 860 °C bestünde die Gefahr,

dass es zu Korngrenzenoxidation oder zur Bildung unerwünschter Oxide an der Oberfläche des Stahlflachprodukts kommt. Zu den unerwünschten Oxiden, deren Entstehung durch die erfindungsgemäße Vorgehensweise verhindert wird, zählen Eisenoxid, Manganoxid, Aluminiumoxid, Siliziumoxid oder Chromoxid.

Das warmgewalzte Stahlflachprodukt wird vor dem Kaltwalzen zur Entzunderung und zum Abtrag von mit Korngrenzenoxidation behafteten Oberflächenschichten gebeizt. Hierbei werden im Hinblick auf eine Minimierung der Korngrenzenoxidation innerhalb der erfindungsgemäßen Vorgaben die Haspeltemperatur HT, die Glühtemperatur GT, die Glühdauer Gt und die Beizdauer Bt gemäß folgender Formel aufeinander abgestimmt:

$$(HT*GT*Gt)/Bt^2 \leq 50000$$

Bei Einhaltung dieser Bedingung und Berücksichtigung der übrigen erfindungsgemäßen Vorgaben lässt sich mit optimaler Betriebssicherheit gewährleisten, dass die Korngrenzenoxidation stets auf eine an die Oberfläche des Stahlsubstrats grenzende Schicht beschränkt ist, deren Tiefe maximal 5 µm ist. Gleichzeitig wird durch Einhaltung dieser Bedingung die Bildung von zu grobem Gefüge sicher vermieden, welches wiederum die Festigkeit des Stahlflachprodukts herabsetzen würde.

Nach dem Glühen wird das kaltgewalzte Stahlflachprodukt auf eine Zwischentemperatur ZT von 400 bis 550 °C abgekühlt (Arbeitsschritt 1)). Diese Abkühlung kann in einem oder mehreren Schritten durchgeführt werden. Entscheidend ist, dass in einem Temperaturbereich von 650 °C bis 550 °C eine Abkühlrate von mindestens 2 K/s und höchstens 100 K/s

eingehalten wird. Auf diese Weise kann die Bildung von Perlit im erfindungsgemäß legierten Stahlflachprodukt weitestgehend vermieden werden. Ein großer Anteil von Perlit im Gefüge würde zu einer Absenkung der Festigkeit führen. Würde die Abkühlrate 100 K/s überschreiten, so würde dadurch ein zu hoher Anteil an Martensit gebildet, der wiederum zu einer deutlichen Herabsetzung der Bruchdehnung führen würde.

Bei der Zwischentemperatur ZT von 400 °C bis 550 °C kann gemäß einer ersten Variante eine Schmelztauchbeschichtung des Stahlflachprodukts durchgeführt werden. Bevorzugt werden hierzu Beschichtungsbäder mit einem Anteil von mindestens 75 Gew.-% Zink verwendet. Nach dem Schmelztauchbeschichten kann optional ein Galvannealing-Prozess durchgeführt werden, wobei die Wiedererwärmung auf maximal 450 - 550 °C erfolgt. Anschließend erfolgt die folgende Abkühlung auf Raumtemperatur. Sowohl die weiteren Bedingungen der Schmelztauchbeschichtung als auch die Bedingungen der optional durchgeführten Galvannealing-Behandlung entsprechen dabei dem im Stand der Technik Üblichen.

Alternativ zu einer Schmelztauchbeschichtung kann das Stahlflachprodukt gemäß einer zweiten Variante des erfindungsgemäßen Verfahrens von der Zwischentemperatur ZT aus ohne eine Beschichtungsbehandlung mit Abkühlungsgeschwindigkeiten von 0,1 K/s bis 50 K/s in einem oder mehreren Schritten kontinuierlich auf Raumtemperatur abgekühlt werden. Optional ist bei dieser Variante im Anschluss an die Abkühlung auf Raumtemperatur ein elektrolytisches Beschichten möglich.

Unabhängig davon, ob das Stahlflachprodukt mit einer Beschichtung versehen oder unbehandelt geblieben ist, kann das Stahlflachprodukt optional dressiert werden, wobei das Dressieren mit einem Kaltwalzgrad von maximal 1,5 % erfolgen sollte. Werden höhere Dressiergrade angewendet, erhöht sich zwar die Dehngrenze, es müsste jedoch auch dafür ein zu hoher Bruchdehnungsverlust in Kauf genommen werden.

Nachfolgend wird die Erfindung anhand von Ausführungsbeispielen näher erläutert.

Die Fig. 1 zeigt schematisch einen vergrößerten Ausschnitt eines zur Ermittlung der maximalen Eindringtiefe KGO der Korngrenzenoxidation als Schliff längs zur Walzrichtung angefertigten Schliffbilds einer aus der Bandachse entnommenen Stahlflachprodukt-Probe.

Die an den in der nachfolgend im Einzelnen erläuterten Weise erzeugten Stahlflachprodukten ermittelten jeweiligen Eindringtiefen KGO1, KGO2, ... der Korngrenzenoxidation sind demnach über eine in Walzrichtung ausgerichtete Messlänge von 100 µm als in Dickenrichtung T, d. h. quer zur Längserstreckung L der Probe, gemessener jeweiliger Abstand zwischen der Oberfläche O des Stahlsubstrats ST und dem Punkt im Stahlsubstrat ST erfasst worden, an dem an der jeweiligen Messstelle keine Korngrenzenoxidation mehr festgestellt werden konnte. Das Stahlsubstrat ST konnte dabei mit einer metallischen Schutzbeschichtung B belegt sein. Auch in diesem Fall erfolgte die Messung der jeweiligen Eindringtiefe KGO1, KGO2, ... ausgehend von der Oberfläche O des Stahlsubstrats ST.

Aus der Menge der so systematisch in über die Längsrichtung L verteilten Abstände erfassten Messwerte KG01, KG02, ..., ist dann das Maximum bestimmt worden (in Fig. 1 der Messwert "KG02") und dem jeweils untersuchten Stahlflachprodukt als Eindringtiefe "KGO" der Korngrenzenoxidation zugeordnet worden.

Zur Erprobung der Erfindung sind erfindungsgemäße Schmelzen A - H sowie zusätzlich zwei nicht erfindungsgemäße Vergleichsschmelzen I, J mit den in Tabelle 1 angegebenen Zusammensetzungen erschmolzen und zu Brammen vergossen worden.

Die als Vorprodukt dienenden Brammen sind anschließend in den Versuchen 1 - 37 auf eine Vorwalztemperatur VT durcherwärmt und mit dieser Temperatur in herkömmlicher Weise vorgewalzt worden.

Daraufhin sind die Brammen mit einer Warmwalzanfangstemperatur AT in eine Fertigwarmwalzstaffel eingelaufen, in der sie in ebenso herkömmlicher Weise zu einem warmgewalzten Stahlflachprodukt mit einer Dicke dW fertig warmgewalzt worden sind.

Die fertig warmgewalzten Stahlflachprodukte haben die Warmwalzstaffel mit einer Warmwalzendtemperatur ET verlassen und sind dann mit einer Abkühlrate von 30 - 300K/s auf eine Haspeltemperatur HT abgekühlt worden. Zwischen dem Ende des Warmwalzens und dem Beginn der Abkühlung lag dabei jeweils eine mittlere Pausenzeit Pt .

Die auf die Haspeltemperatur HT abgekühlten warmgewalzten Stahlflachprodukte sind zu einem Coil gehaspelt und im Coil auf Raumtemperatur abgekühlt worden.

Anschließend haben die warmgewalzten Stahlflachprodukte innerhalb einer Beizzeit Bt ein auf 90 °C erwärmtes Beizbad durchlaufen, das aus einer 25 %-igen Schwefelsäure (H₂SO₄) bestand.

Die so gebeizten Stahlflachprodukte sind dann jeweils mit einem Kaltwalzgrad KWG zu kaltgewalzten Stahlflachprodukten kaltgewalzt worden, die eine Dicke D aufwiesen.

Die kaltgewalzten Stahlflachprodukte sind im kontinuierlichen Durchlauf einer Glühbehandlung unterzogen worden, bei der sie über eine Glühdauer Gt auf einer Glühtemperatur GT gehalten worden sind.

Nach dem Glühen sind die Stahlflachprodukte ausgehend von der Glühtemperatur GT mit einer Abkühlrate AK auf eine Zwischentemperatur ZT abgekühlt worden, von der ausgehend sie dann mit einer Abkühlrate RK auf Raumtemperatur gekühlt worden sind.

Die Stahlflachprodukte wurden verschiedenen Oberflächenbehandlungen unterzogen. So sind neben unbehandelten Proben einige Proben schmelztauchbeschichtet, andere Proben schmelztauchbeschichtet und galvannealing-behandelt und wieder andere Proben elektrolytisch beschichtet worden.

Abschließend sind die kaltgewalzten Stahlflachprodukte einem Dressierwalzen unterzogen worden, bei dem sie mit einem Kaltwalzgrad D° kaltgewalzt worden sind.

In den Tabellen 2a und 2b sind für die Versuche 1 - 37 die Stahllegierungen der jeweils verarbeiteten Vorprodukte sowie die jeweiligen Betriebsparameter Vorwalztemperatur VT, Warmwalzanfangstemperatur AT, Warmwalzendtemperatur ET, Pausenzeit Pt, Haspeltemperatur HT, Warmbanddicke dW, Beizzeit Bt, Kaltwalzgrad KWG, Dicke des kaltgewalzten Stahlflachprodukts d, Glühtemperatur GT, Glühdauer Gt, Abkühlrate AK, Zwischentemperatur ZT, die jeweilige Abkühlrate RK der zweiten Abkühlstufe, Dressiergrad D° sowie das Produkt $Gt \cdot GT \cdot HT / Bt^2$ angegeben. In der Spalte "OF" sind die unbeschichtet gebliebenen Proben durch "U", die nur schmelztauchbeschichteten Proben mit "SB", die schmelztauchbeschichteten und galvannealing-behandelten Proben mit "SB,GA" und der Galvannealing-Temperatur, und die elektrolytisch-beschichteten Proben mit "EB" bezeichnet. Die Versuche 1 - 32 sind dabei sowohl hinsichtlich der Legierung der jeweils verarbeiteten Brammen als auch hinsichtlich der Betriebsparameter in erfindungsgemäßer Weise durchgeführt worden, wogegen bei den Versuchen 33 - 37 zumindest die Legierung des verarbeiteten Stahls oder einer der Betriebsparameter nicht erfindungsgemäß waren.

Zu den bei den Versuchen 1 - 37 erhaltenen kaltgewalzten Stahlflachprodukten sind die Dehngrenze $R_{p0,2}$, die Zugfestigkeit R_m , die Bruchdehnung A80, der n-Wert, die Eindringtiefe der Korngrenzenoxidation KGO, sowie der Ferritanteil F, der Martensitanteil M, der

Restaustenitanteil RA, die Summe "Sonstige" der sonstigen Bestandteile des Gefüges und die aus dem Martensitanteil M, dem Restaustenitanteil RA und der Summe "Sonstige" gebildete Summe Σ in der oben bereits erläuterten Weise ermittelt worden. Die Ergebnisse dieser Untersuchungen sind in den Tabellen 3a und 3b zusammengefasst.

Diese Ergebnisse zeigen, dass die erfindungsgemäß legierten und in den erfindungsgemäß durchgeführten Versuchen 1 - 32 erzeugten Stahl Flachprodukte jeweils eine hohe Bruchdehnung A80 von mehr als 21 % bei Dehngrenzen $R_{p0,2}$ von mehr als 330 MPa und Zugfestigkeiten von mehr als 580 MPa erreichen.

Weist der Stahl des jeweiligen Stahl Flachprodukts, wie am Beispiel des Stahls I verdeutlicht, eine zu hohe Summe der Gehalte an C, Mn, Cr und Si auf, so erreicht das aus diesem nicht erfindungsgemäßen Stahl gefertigte Stahl Flachprodukt die geforderte Bruchdehnung von mindestens 20 % dagegen selbst dann nicht, wenn es im Übrigen in erfindungsgemäßer Weise erzeugt wird (s. Versuch 33).

Die Vergleichslegierung J enthält im Gegensatz zu den Vorgaben der Erfindung Titan in wirksamen Mengen, wodurch selbst bei im Übrigen erfindungskonformer Herstellung (Versuch 33) zwar die Festigkeitswerte erhöht, jedoch die geforderte Bruchdehnung nicht erreicht wird. Auch ist der für dieses Beispiel bestimmbare n-Wert zu gering.

Der zwar von der erfindungsgemäß legierten Stahlschmelze A ausgehende, jedoch aufgrund einer entgegen der Empfehlung der Erfindung zu kurzen Beizzeit nicht erfindungsgemäß prozessierte Versuch 37 belegt, dass sich durch eine

ausreichend lange Beizzeit nicht nur die Zunderreste, sondern auch die beginnende Korngrenzenoxidation so von der Bandoberfläche entfernen lassen, dass die Tiefe der Korngrenzenoxidation auf den erfindungsgemäß vorgeschriebenen Bereich beschränkt bleibt.

Der ebenfalls vom erfindungsgemäß legierten Stahl A ausgehende, jedoch in Bezug auf die Dauer der Glühung des Kaltbands nicht erfindungsgemäß prozessierte Vergleichsversuch 36 belegt zudem, dass auch eine zu lange Glühdauer die Korngrenzenoxidation fördert und zu Eindringtiefen führt, die deutlich oberhalb der erfindungsgemäß zulässigen Obergrenze von maximal 5 µm liegen. Auch ist durch die zu lange Glühdauer nach der Abkühlung die Summe der neben Ferrit sonstigen Bestandteile des Gefüges des beim Versuch 36 erzeugten Stahlflachprodukts, d. h. die aus dem Martensit-, dem Restaustenit und den sonstigen Phasen gebildete Summe, zu gering.

Schließlich zeigt der Vergleichsversuch 35, dass bei Unterschreitung der erfindungsgemäß vorgegebenen Minstdauer der Glühung des kaltgewalzten Stahlflachprodukts zu wenig Austenit gebildet wird. Dies hat zur Folge, dass ein zu geringer Anteil an Martensit und damit einhergehend eine zu geringe Summe der im Gefüge außer Ferrit enthaltenen Gefügebestandteile gebildet wird, wodurch wiederum die mechanischen Eigenschaften des beim Vergleichsversuch 35 erzeugten Stahlflachprodukts gegenüber den erfindungsgemäß erzeugten Stahlflachprodukten abfallen.

Stahl	C	Si	Mn	Al	Cr	P	S	Cu	Nb	Mo	N	Ti	V	Ni	B	C+Mn+Cr+Si	Si+Al
A	0,086	0,225	1,8	0,037	0,307	0,015	0,003	0,02	0,001	0,013	0,0039	0,002	0,001	0,022	0,0003	2,418	0,262
B	0,095	0,2	1,53	0,05	0,48	0,013	0,0018	0,016	0,002	0,007	0,0051	0,001	0,002	0,024	0,0005	2,305	0,250
C	0,08	0,251	1,93	0,025	0,224	0,02	0,001	0,02	0,007	0,011	0,0057	0,004	0,008	0,019	0,0003	2,485	0,276
D	0,075	0,231	1,98	0,072	0,349	0,009	0,0034	0,02	0,001	0,027	0,005	0,003	0,004	0,03	0,0006	2,635	0,303
E	0,072	0,309	1,77	0,061	0,251	0,011	0,001	0,01	0,004	0,01	0,0044	0,005	0,01	0,04	0,0003	2,402	0,370
F	0,064	0,278	1,64	0,053	0,323	0,01	0,0007	0,019	0,001	0,003	0,007	0,001	0,003	0,07	0,0004	2,305	0,331
G	0,083	0,354	1,84	0,04	0,308	0,017	0,0026	0,042	0,005	0,019	0,0047	0,006	0,001	0,023	0,0005	2,585	0,394
H	0,091	0,332	1,82	0,036	0,387	0,012	0,0028	0,018	0,002	0,045	0,0052	0,006	0,002	0,021	0,0005	2,63	0,368
I	0,083	0,382	1,95	0,033	0,473	0,015	0,0016	0,017	0,001	0,016	0,0056	0,002	0,001	0,022	0,0003	2,888	0,415
J	0,087	0,208	1,63	0,037	0,316	0,008	0,0005	0,009	0,001	0,0025	0,0045	0,025	0,003	0,017	0,0004	2,241	0,245
Vergleich																	

Alle Angaben in Gew.-%, Rest Eisen und sonstige unvermeidbare Verunreinigungen

Tabelle 1

Stahl	Versuch	Warmwalzen						Beizen		Kaltwalzen		Glühen						D° [%]	Gt*GT* HT/Bt²
		VT [°C]	AT [°C]	ET [°C]	Pt [s]	HT [°C]	dW [mm]	Bt [s]	KWG [%]	D [mm]	GT [°C]	Gt [s]	AK [K/s]	ZT [°C]	RK [K/s]	OF			
A	1	1250	1100	925	5	580	4,45	73	66	1,5	850	16	10	490	7,3	SB	0,6	1480	
	2	1250	1125	900	7	640	4,45	84	66	1,5	820	167	9	490	0,5	SB	0,6	12421	
	3	1300	1100	910	5	570	5,15	230	51	2,5	840	60	51	490	3,2	SB	0,5	543	
	4	1250	1100	900	2	580	4,45	121	66	1,5	810	11	7	500	2,3	SB, GA (500°C)	0,8	353	
B	5	1250	1100	900	0	520	4,45	83	66	1,5	780	19	9	460	42,4	SB	0,1	1119	
	6	1100	1050	925	0	580	4,45	47	66	1,5	840	122	2	460	13,8	U	0,7	26907	
	7	1150	1100	910	0	560	3,30	41	70	1,0	830	55	4	485	1,5	U	0,5	15208	
	8	1250	1100	900	0	580	1,80	59	67	0,6	840	11	8	485	21,3	SB	0,3	1540	
C	9	1250	1100	800	2	520	4,45	73	66	1,5	800	219	5	465	6,9	U	0,9	17096	
	10	1175	1100	900	6	580	3,75	90	73	1,0	800	19	4	470	11,1	SB, GA (550°C)	0,9	1088	
	11	1250	1100	930	0	610	4,60	67	57	2,0	850	215	70	540	1,0	SB	0,6	24833	
	12	1225	1100	900	14	580	4,00	55	63	1,5	815	12	7	470	7,2	SB	0,8	1875	
D	13	1250	1100	915	3	580	4,45	140	66	1,5	780	60	2	440	32,3	SB, GA (480°C)	1,2	1385	
	14	1250	1100	900	8	580	5,50	40	49	2,8	820	53	2	475	0,1	U	1	15754	
	15	1175	1100	900	6	570	3,30	54	70	1,0	810	80	53	525	1,9	U	0,6	12667	
	16	1250	1100	900	1	640	4,45	48	66	1,5	850	175	26	475	0,7	EB	0,3	41319	
E	17	1250	1100	850	9	580	4,45	165	66	1,5	805	17	11	460	50	SB	0,5	292	
	18	1175	1125	900	12	580	1,80	75	67	0,6	810	80	31	485	3,9	SB	0,4	6682	
	19	1200	1100	910	0	560	3,30	62	70	1,0	815	55	46	485	24,0	SB	0,6	6530	
	20	1125	1100	900	15	580	4,45	180	66	1,5	800	95	24	490	37,0	EB	0,3	1360	
E R F I N D U N G																			

Tabelle 2a

Stahl	Versuch	Warmwalzen						Beizen	Kaltwalzen		Glühen						D° [%]	Gt*Gt HT/Bt							
		VT [°C]	AT [°C]	ET [°C]	Pt [s]	HT [°C]	dW [mm]		Bt [s]	KWG [%]	D [mm]	GT [°C]	Gt [s]	AK [K/s]	ZT [°C]	RK [K/s]			OF						
F	21	1250	1075	910	0	580	4,45	107	66	1,5	820	15	20	530	3,3	U	0,8	623							
	22	1300	1150	950	0	580	4,45	99	66	1,5	815	38	9	510	0,2	SB	0,8	1833							
	23	1200	1075	830	0	570	4,60	86	57	2,0	850	80	35	485	1,3	SB	0,6	5241							
	24	1250	1100	900	0	580	4,45	46	66	1,5	830	16	5	495	6,1	SB	1,4	3640							
G	25	1250	1100	900	11	580	3,75	41	73	1,0	795	100	15	500	0,3	SB	0,3	27430							
	26	1125	1075	850	4	580	4,45	55	66	1,5	810	183	6	475	2,4	U	0,3	28421							
	27	1225	1100	840	4	550	5,15	78	51	2,5	860	190	3	485	29,8	U	0,5	14772							
	28	1225	1125	900	7	580	4,00	58	63	1,5	810	184	27	500	7,0	SB	0,6	25697							
H	29	1300	1150	950	9	580	4,45	108	66	1,5	800	58	18	480	0,4	SB	0,5	2307							
	30	1250	1125	890	0	580	4,45	190	66	1,5	850	16	8	480	2,7	EB	0,5	219							
	31	1125	1150	880	10	550	5,15	133	51	2,5	800	230	4	460	15,3	EB	0,8	5721							
	32	1250	1125	900	6	580	5,50	60	49	2,8	830	27	5	530	27,8	SB	0,5	3611							
I	33	1250	1100	900	5	580	4,45	59	66	1,5	820	13	7	490	7,0	SB	0,8	1776							
J	34	1250	1100	900	7	580	4,45	61	66	1,5	820	14	5	490	7,8	SB	0,3	1789							
A	35	1250	1100	900	7	580	4,45	69	66	1,5	810	5	7	500	7,5	SB	0,8	493							
A	36	1250	1100	900	6	580	4,45	58	66	1,5	810	210	7	500	6,9	SB	0,8	29328							
A	37	1250	1100	900	5	580	4,45	10	66	1,5	810	13	9	490	7,3	SB	0,5	61074							
E R F I N D U N G												V E R G L E I C H												PCT/EP2	

Tabelle 2b

	Stahl	Versuch	Rp0,2 [MPa]	Rm [MPa]	A80 [%]	n-Wert	KGO [μm]	Gefüge [Flächen-%]				
								F	M	RA	Sonstige	Σ
E R F I N D U N G	A	1	401	656	24,3	0,143	0,5	75	20	2,5	2,5	25,0
		2	399	658	24,6	0,143	4,5	80	15	4,0	1,0	20,0
		3	396	647	25,3	0,168	2,0	75	15	6,0	4,0	25,0
		4	416	693	22,6	0,141	0,0	70	25	3,5	1,5	30,0
	B	5	379	601	26,1	0,179	1,0	80	15	4,5	0,5	20,0
		6	396	604	25,8	0,132	4,0	80	15	1,5	3,5	20,0
		7	385	640	27,9	0,170	1,5	70	20	5,5	4,5	30,0
		8	375	668	21,9	0,156	0,0	75	20	2,5	2,5	25,0
	C	9	376	685	21,6	0,155	1,5	65	30	4,5	0,5	35,0
		10	386	666	20,6	0,152	0,5	75	15	3,5	6,5	25,0
		11	398	627	26,5	0,149	4,5	70	25	3,5	1,5	30,0
		12	362	635	23,7	0,160	0,0	80	15	3,5	1,5	20,0
	D	13	341	683	23,6	0,163	2,5	70	20	4,0	6,0	30,0
		14	355	701	23,2	0,142	2,0	65	30	2,5	2,5	35,0
		15	372	634	25,3	0,178	3,0	75	20	5,0	0,0	25,0
		16	333	669	22,8	0,171	4,5	65	25	5,0	5,0	35,0
	E	17	336	644	23,7	0,175	0,5	70	20	3,5	6,5	30,0
		18	346	636	27,5	0,150	2,5	75	15	7,0	3,0	25,0
		19	383	645	27,0	0,172	1,5	65	25	5,5	4,5	35,0
		20	331	626	24,1	0,149	2,0	80	15	2,5	2,5	20,0
	F	21	340	582	25,8	0,162	0,0	80	10	6,0	4,0	20,0
		22	343	604	25,3	0,173	1,0	75	20	4,0	1,0	25,0
		23	390	616	27,6	0,151	2,5	70	15	6,5	3,5	25,0
		24	350	587	25,7	0,145	0,5	80	15	2,0	3,0	20,0
	G	25	380	698	21,3	0,157	3,5	70	25	1,5	3,5	30,0
		26	383	651	23,1	0,164	0,5	70	20	4,5	5,5	30,0
		27	355	663	25,4	0,143	3,0	75	20	3,0	2,0	25,0
		28	415	686	22,8	0,151	3,5	70	25	2,0	3,0	30,0
	H	29	388	659	24,2	0,157	1,0	80	15	3,5	1,5	20,0
		30	362	681	22,2	0,150	0,5	70	25	3,0	2,0	30,0
		31	350	673	24,1	0,163	4,0	75	20	3,0	2,0	25,0
		32	342	635	25,4	0,155	1,0	80	15	4,5	0,5	20,0

Tabelle 3a

	Stahl	Versuch	Rp0,2 [MPa]	Rm [MPa]	A80 [%]	n-Wert	KGO [μm]	Gefüge [Flächen-%]				
								F	M	RA	Sonstige	Σ
V E R G L E I C H	I	33	402	751	17,8	0,136	6,5	60	35	3,5	1,5	40,0
	J	34	392	727	19,1	0,122	0,5	65	35	0,0	0,0	35,0
	A	35	357	562	26,3	0,161	0,0	85	5	4,5	5,5	15,0
	A	36	341	552	23,9	0,172	7,5	90	5	2,5	2,5	10,0
	A	37	365	615	24,4	0,165	7,0	80	15	3,5	1,5	20,0

Tabelle 3b

P A T E N T A N S P R Ü C H E

1. Kaltgewalztes Stahlflachprodukt, das eine Dehngrenze $R_{p0,2}$ von mindestens 320 MPa, eine Bruchdehnung A_{80} von mindestens 20 % und ein Gefüge mit (in Flächen-%) 62 - 82 % Ferrit, 10 - 30 % Martensit, 1,5 - 8 % Restaustenit und in Summe maximal 10 % sonstigen Gefügebestandteilen besitzt, wobei das Stahlflachprodukt aus einer wie folgt zusammengesetzten Stahllegierung besteht (in Gew.-%):

C: 0,06 - 0,1 %,

Si: 0,15 - 0,4 %,

Mn: 1,5 - 2 %,

Cr: 0,2 - 0,5 %,

Al: $\leq$ 0,1 %,

wobei die Summe der Gehalte an C, Si, Mn und Cr mindestens gleich 2,3 % und höchstens gleich 2,8 % und die Summe der Gehalte an Si und Al höchstens gleich 0,4 % betragen,

P: $\leq$ 0,03 %,

S: $\leq$ 0,006 %,

N: $\leq$ 0,008 %,

weitere technisch unvermeidbare Verunreinigungen, zu denen $\leq$ 0,0006 % B, $\leq$ 0,02 % V, sowie jeweils $\leq$ 0,01 % Nb, Ti sowie jeweils $\leq$ 0,1 % Mo, Ni und Cu gehören,

Rest Eisen.

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 sein Al-Gehalt 0,02 - 0,05 Gew.-% beträgt.

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 bezogen auf die jeweils betrachtete Gesamtfläche die Summe der Flächenanteile an Martensit, Restaustenit und den sonstigen Gefügebestandteilen seines Gefüges mindestens 18 Flächen-% 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 bezogen auf die jeweils betrachtete Gesamtfläche die Summe der Flächenanteile an Martensit, Restaustenit und den sonstigen Gefügebestandteilen seines Gefüges höchstens 38 Flächen-% beträgt.
5. Verfahren zur Herstellung eines gemäß einem der Ansprüche 1 bis 4 ausgebildeten Stahlflachprodukts, umfassend folgende Arbeitsschritte:
 - a) Erschmelzen einer Stahlschmelze, die (in Gew.-%) aus 0,06 - 0,1 % C, 0,15 - 0,4 % Si, 1,5 - 2 % Mn, 0,2 - 0,5 % Cr, bis zu 0,1 % Al, wobei die Summe der Gehalte an C, Si, Mn und Cr mindestens gleich 2,3 % und höchstens gleich 2,8 % und die Summe der Gehalte an Si und Al höchstens gleich 0,4 %, bis zu 0,03 % P, bis zu 0,006 % S, bis zu 0,008 % N sowie weiteren technisch unvermeidbaren Verunreinigungen, zu denen $\leq 0,0006$ % B, $\leq 0,02$ % V, sowie jeweils $\leq 0,01$ % Nb, Ti sowie jeweils $\leq 0,1$ % Mo, Ni und Cu gehören, und als Rest aus Eisen besteht;

- b) Vergießen der Stahlschmelze zu einem Vorprodukt, bei dem es sich um eine Bramme oder Dünnbramme handelt;
- c) Durcherwärmen des Vorprodukts auf eine Temperatur von 1100 - 1300 °C;
- d) optionales Entzundern und Vorwalzen des durcherwärmten Vorprodukts;
- e) Fertigwarmwalzen des Vorprodukts zu einem warmgewalzten Stahlflachprodukt, wobei die Temperatur (AT) des Vorprodukts am Anfang des Fertigwarmwalzens 1050 - 1150 °C und die Temperatur (ET) des fertig warmgewalzten Stahlflachprodukts am Ende des Fertigwarmwalzens 800 - 950 °C beträgt;
- f) Abkühlen des fertig warmgewalzten und optional zuvor über die Pausenzeit gehaltenen Stahlflachprodukts auf eine Haspeltemperatur (HT) von 500 - 650 °C;
- g) Haspeln des auf die Haspeltemperatur (HT) abgekühlten warmgewalzten Stahlflachprodukts;
- h) Abkühlen des warmgewalzten Stahlflachprodukts im Coil auf Raumtemperatur;
- i) Entzundern des abgekühlten warmgewalzten Stahlflachprodukts;
- j) Kaltwalzen des warmgewalzten Stahlflachprodukts zu einem kaltgewalzten Stahlflachprodukt, wobei der über das Kaltwalzen erzielte Kaltwalzgrad 40 - 85 %

und die Dicke des fertig kaltgewalzten Stahlflachprodukts 0,6 - 2,9 mm beträgt;

- k) im kontinuierlichen Durchlauf erfolgendes Glühen des kaltgewalzten Stahlflachprodukts, wobei das Stahlflachprodukt zunächst in einem oder mehreren Schritten auf eine Glühtemperatur (GT) von 760 - 860 °C gebracht und dann in diesem Glühtemperaturbereich über eine Glühdauer (Gt) gehalten wird, die in einem Glühdauerbereich liegt, dessen Untergrenze Gtu und Obergrenze Gto in Abhängigkeit von der jeweiligen Dicke d des kaltgewalzten Stahlflachprodukts wie folgt ermittelt wird:

$$Gtu \text{ [s]} = 3,56 \cdot D^2 \text{ [s/mm}^2\text{]} - 5,1 \cdot D \text{ [s/mm]} + 9,8 \text{ s}$$

$$Gto \text{ [s]} = -21,4 \cdot D^2 \text{ [s/mm}^2\text{]} + 132,8 \cdot D \text{ [s/mm]} + 47 \text{ s}$$

- l) Abkühlen des geglühten Stahlflachprodukts in einem oder mehreren Schritten auf eine Zwischentemperatur ZT von 400 - 550 °C, wobei die Abkühlung mindestens im Temperaturbereich von 550 - 650 °C mit einer Abkühlrate von 2 - 100 K/s erfolgt;

- m') Schmelztauchbeschichten des auf die Zwischentemperatur ZT abgekühlten Stahlflachprodukts

oder

- m'') direktes Abkühlen des Stahlflachprodukts von der Zwischentemperatur mit einer Abkühlgeschwindigkeit RK von 0,1 - 50 K/s auf Raumtemperatur.

6. Verfahren nach Anspruch 5, 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 das fertig
warmgewalzte Stahlflachprodukt zwischen dem Warmwalzen
(Arbeitsschritt e)) und der Abkühlung (Arbeitsschritt f))
an Luft über eine Pausenzeit von 1 - 15 Sekunden gehalten
wird.
7. Verfahren nach Anspruch 6, 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 Abkühlung des
warmgewalzten Stahlflachprodukts mit einer
Abkühlgeschwindigkeit von 30 - 300 K/s erfolgt.
8. Verfahren nach einem der Ansprüche 5 bis 7,
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 (HT) 530 - 600 °C beträgt.
9. Verfahren nach einem der Ansprüche 5 - 8, 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 das warmgewalzte
Stahlflachprodukt zum Entzundern (Arbeitsschritt i))
gebeizt wird, indem es über eine Beizdauer Bt von 30 -
250 Sekunden durch ein mit einer Beizsäure gefülltes
Beizbecken geleitet wird.
10. Verfahren nach Anspruch 9, 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 HT, die Glühtemperatur GT, die Glühdauer
Gt und die Beizdauer Bt gemäß folgender Formel
aufeinander abgestimmt werden:

$$(HT*GT*Gt)/Bt^2 \leq 50000$$

11. Verfahren nach einem der Ansprüche 5 - 10, 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 das Stahlflachprodukt mit einer Schmelztauchbeschichtung versehen wird (Arbeitsschritt m')) und anschließend einer Galvannealing-Behandlung unterzogen wird.
12. Verfahren nach Anspruch 11, 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 das schmelztauchbeschichtete Stahlflachprodukt für die Galvannealing-Behandlung auf eine Temperatur von 450 - 550 °C erwärmt wird.
13. Verfahren nach einem der Ansprüche 5 - 10, 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 das Stahlflachprodukt nach dem Abkühlen des geglühten Stahlflachprodukts auf eine Zwischentemperatur ZT von 400 - 550 °C (Arbeitsschritt l)) direkt auf Raumtemperatur abgekühlt (Arbeitsschritt m'')) und anschließend elektrolytisch mit einer Korrosionsschutzbeschichtung beschichtet wird.
14. Verfahren nach einem der Ansprüche 5 - 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 das Stahlflachprodukt abschließend dressiergewalzt wird.
15. Verfahren nach Anspruch 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 der über das Dressierwalzen erzielte Kaltverformungsgrad höchstens gleich 1,5 % ist.

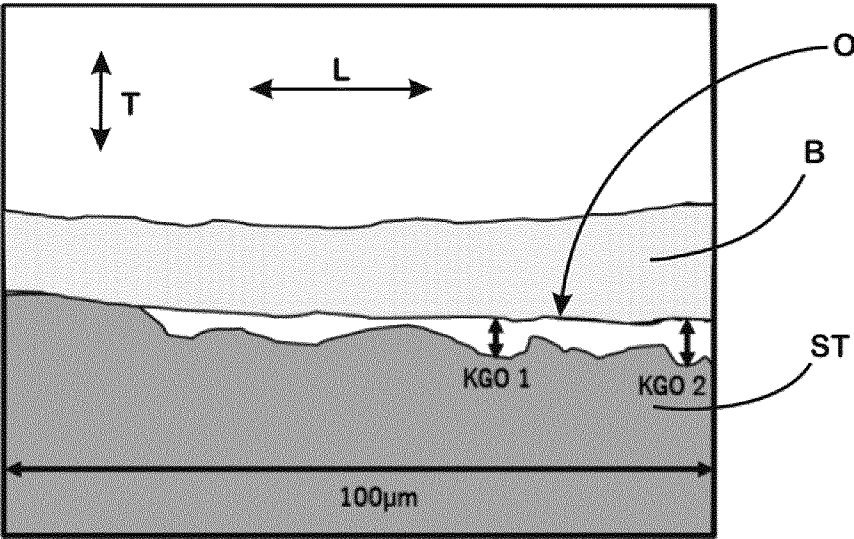


Fig. 1

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No

PCT/EP2015/055686

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

INV. C22C38/02 C22C38/04 C22C38/18 C21D8/02
ADD.

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)

C22C C21D

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	US 2003/106620 A1 (NAGATAKI YASUNOBU [JP] ET AL) 12 June 2003 (2003-06-12) examples I,L; tables 1A,2B paragraphs [0014], [0037] -----	1,2
X	US 2010/043513 A1 (HAMMER BRIGITTE [DE] ET AL) 25 February 2010 (2010-02-25) example B; tables 1,2 -----	1
A	JP 2002 317245 A (NIPPON STEEL CORP) 31 October 2002 (2002-10-31) example V; table 1 -----	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

28 May 2015

Date of mailing of the international search report

16/06/2015

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

Huber, Gerrit

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

Information on patent family members

International application No

PCT/EP2015/055686

Patent document cited in search report	Publication date	Patent family member(s)	Publication date
US 2003106620	A1	12-06-2003	CA 2407384 A1 25-10-2002
			CN 1457371 A 19-11-2003
			CN 101158009 A 09-04-2008
			CN 101158010 A 09-04-2008
			EP 1367143 A1 03-12-2003
			JP 4085583 B2 14-05-2008
			JP 2002256386 A 11-09-2002
			TW I263683 B 11-10-2006
			US 2003106620 A1 12-06-2003
			WO 02068703 A1 06-09-2002

US 2010043513	A1	25-02-2010	AT 432376 T 15-06-2009
			CN 101528970 A 09-09-2009
			EP 1918406 A1 07-05-2008
			ES 2325962 T3 25-09-2009
			JP 5350253 B2 27-11-2013
			JP 2010508435 A 18-03-2010
			KR 20090084815 A 05-08-2009
			US 2010043513 A1 25-02-2010
			WO 2008052919 A1 08-05-2008

JP 2002317245	A	31-10-2002	JP 4936300 B2 23-05-2012
			JP 2002317245 A 31-10-2002

A. KLASSIFIZIERUNG DES ANMELDUNGSGEGENSTANDES INV. C22C38/02 C22C38/04 C22C38/18 C21D8/02 ADD.		
Nach der Internationalen Patentklassifikation (IPC) oder nach der nationalen Klassifikation und der IPC		
B. RECHERCHIERTE GEBIETE Recherchierter Mindestprüfstoff (Klassifikationssystem und Klassifikationssymbole) C22C C21D		
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	US 2003/106620 A1 (NAGATAKI YASUNOBU [JP] ET AL) 12. Juni 2003 (2003-06-12) Beispiele I,L; Tabellen 1A,2B Absätze [0014], [0037] -----	1,2
X	US 2010/043513 A1 (HAMMER BRIGITTE [DE] ET AL) 25. Februar 2010 (2010-02-25) Beispiel B; Tabellen 1,2 -----	1
A	JP 2002 317245 A (NIPPON STEEL CORP) 31. Oktober 2002 (2002-10-31) Beispiel V; Tabelle 1 -----	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		Absendedatum des internationalen Recherchenberichts
28. Mai 2015		16/06/2015
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 Huber, Gerrit

INTERNATIONALER RECHERCHENBERICHT

Angaben zu Veröffentlichungen, die zur selben Patentfamilie gehören

Internationales Aktenzeichen

PCT/EP2015/055686

Im Recherchenbericht angeführtes Patentdokument		Datum der Veröffentlichung		Mitglied(er) der Patentfamilie		Datum der Veröffentlichung
US 2003106620	A1	12-06-2003	CA	2407384 A1		25-10-2002
			CN	1457371 A		19-11-2003
			CN	101158009 A		09-04-2008
			CN	101158010 A		09-04-2008
			EP	1367143 A1		03-12-2003
			JP	4085583 B2		14-05-2008
			JP	2002256386 A		11-09-2002
			TW	1263683 B		11-10-2006
			US	2003106620 A1		12-06-2003
			WO	02068703 A1		06-09-2002

US 2010043513	A1	25-02-2010	AT	432376 T		15-06-2009
			CN	101528970 A		09-09-2009
			EP	1918406 A1		07-05-2008
			ES	2325962 T3		25-09-2009
			JP	5350253 B2		27-11-2013
			JP	2010508435 A		18-03-2010
			KR	20090084815 A		05-08-2009
			US	2010043513 A1		25-02-2010
			WO	2008052919 A1		08-05-2008

JP 2002317245	A	31-10-2002	JP	4936300 B2		23-05-2012
			JP	2002317245 A		31-10-2002
