

(19)



(11)

EP 4 043 603 A1

(12)

EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG

(43) Veröffentlichungstag:
17.08.2022 Patentblatt 2022/33

(21) Anmeldenummer: **22159990.5**

(22) Anmeldetag: **28.09.2017**

(51) Internationale Patentklassifikation (IPC):

C22C 38/00 (2006.01)	C21D 6/00 (2006.01)
C21D 8/00 (2006.01)	C25D 7/06 (2006.01)
C21D 8/02 (2006.01)	C21D 8/04 (2006.01)
C25D 5/36 (2006.01)	C23C 2/28 (2006.01)
C21D 1/22 (2006.01)	C22C 38/02 (2006.01)
C22C 38/04 (2006.01)	C22C 38/06 (2006.01)
C22C 38/12 (2006.01)	C22C 38/14 (2006.01)
C22C 38/18 (2006.01)	C21D 9/46 (2006.01)
C23C 2/00 (2006.01)	C23C 2/04 (2006.01)
C23C 2/06 (2006.01)	C23C 2/34 (2006.01)
C23C 2/40 (2006.01)	

(52) Gemeinsame Patentklassifikation (CPC):

**C22C 38/00; C21D 1/22; C21D 8/0236;
C21D 8/0247; C21D 9/46; C22C 38/001;
C22C 38/002; C22C 38/02; C22C 38/04;
C22C 38/06; C22C 38/12; C22C 38/14;
C22C 38/18; C23C 2/06; C23C 2/28;**

(Forts.)

(84) Benannte Vertragsstaaten:

**AL AT BE BG CH CY CZ DE DK EE ES FI FR GB
GR HR HU IE IS IT LI LT LU LV MC MK MT NL NO
PL PT RO RS SE SI SK SM TR**

(62) Dokumentnummer(n) der früheren Anmeldung(en)
nach Art. 76 EPÜ:
17780063.8 / 3 688 203

(71) Anmelder:

- **ThyssenKrupp Steel Europe AG**
47166 Duisburg (DE)
- **Thyssenkrupp AG**
45143 Essen (DE)

(72) Erfinder:

- **Thiessen, Richard Georg**
6581 JK Malden (NL)

- **Irnich, Manuela**
47495 Rheinberg (DE)
- **Linke, Bernd**
47051 Duisburg (DE)
- **Rudolph, Jan-Hendrik**
45147 Essen (DE)
- **Fechte-Heinen, Rainer**
46238 Bottrop (DE)

(74) Vertreter: **ThyssenKrupp Steel Europe AG**
Patente/Patent Department
Kaiser-Wilhelm-Straße 100
47166 Duisburg (DE)

Bemerkungen:

Diese Anmeldung ist am 03-03-2022 als
Teilanmeldung zu der unter INID-Code 62 erwähnten
Anmeldung eingereicht worden.

(54) **STAHLFLACHPRODUKT UND VERFAHREN ZU SEINER HERSTELLUNG**

(57) Die Erfindung betrifft ein für eine Bake-Härde-
nung-Behandlung geeignetes höchstfestes Stahlflach-
produkt sowie ein Verfahren zur Herstellung eines sol-
chen Stahlflachprodukts. Das Stahlflachprodukt besteht
aus einem Stahl, der aus (in Gew.-%) 0,1 - 0,5 % C, 1,0
- 3,0 % Mn, 0,5 - 2,0 % Si, 0,01 - 1,5 % Al, 0,001 - 0,008
% N, bis zu 0,02 % P, bis zu 0,005 % S sowie optional
aus einem oder mehreren der folgenden Elemente 0,01
- 1,0 % Cr, 0,01 - 0,2 % Mo, 0,001 - 0,01 % B sowie

optional aus in Summe 0,005 - 0,2 % V, Ti und Nb, wobei
der Ti-Anteil nicht mehr als 0,10% beträgt, und als Rest
Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen besteht,
und wobei das Stahlflachprodukt ein Gefüge aufweist,
das aus nicht mehr als als 15 Flächen-% Ferrit, nicht
mehr als als 5 Flächen-% Bainit, mindestens 5 Volu-
men-% Restaustenit und mindestens 80 Flächen-% Mar-
tensit, von welchem mindestens 75 Flächen-% angelas-
sener Martensit ist, besteht.

EP 4 043 603 A1

(52) Gemeinsame Patentklassifikation (CPC): (Forts.)

C23C 2/40; C25D 5/36; C25D 7/0614;
C21D 6/002; C21D 6/005; C21D 6/008;
C21D 8/0436; C21D 8/0447; C21D 9/48;
C21D 2211/001; C21D 2211/008

Beschreibung

[0001] Die Erfindung betrifft ein für eine Bake-Hardening-Behandlung geeignetes höchstfestes Stahlflachprodukt sowie ein Verfahren zur Herstellung eines solchen Stahlflachprodukts.

[0002] Für eine Bake-Hardening-Behandlung (BH-Behandlung) geeignete Stahlflachprodukte werden auch als Bake-Hardening-Stahlflachprodukte (BH-Stahlflachprodukte) bezeichnet und werden häufig für Anwendungen im Automobilbau, wie zum Beispiel für Karosserieteile, verwendet.

[0003] Wenn vorliegend von Stahlflachprodukten die Rede ist, werden darunter Stahlbänder, Stahlbleche oder daraus erzeugte Zuschnitte wie Platinen verstanden.

[0004] BH-Stahlflachprodukte weisen vor der BH-Behandlung ein geringeres Festigkeitsniveau auf als nach der BH-Behandlung. Dieser Umstand wird dazu genutzt, bei zu verformenden Stahlflachprodukten die Umformung vor der BH-Behandlung und damit bei geringeren Streckgrenzen und mit besserem Umformungsvermögen durchzuführen. Die Erhöhung des Festigkeitsniveaus erfolgt durch die BH-Behandlung, bei welcher das Material einer Wärmebehandlung unterzogen wird. Die BH-Behandlung wird typischerweise für 3 bis 40 Minuten innerhalb eines Temperaturbereichs von 120 bis 250 °C durchgeführt. Durch die BH-Behandlung werden Atome interstitiell gelöster Elemente zur Diffusion angeregt, wobei sie sich an Versetzungen anlagern können. Die Versetzungen werden dadurch in ihrer Bewegung behindert, was zu einem Anstieg der Streckgrenze führt. Dieser Effekt des Streckgrenzanstiegs wird auch als Bake-Hardening-Effekt (BH-Effekt) und die Differenz der Streckgrenzen vor und nach der BH-Behandlung wird auch als Bake-Hardening-Wert (BH-Wert) bezeichnet. Je größer der BH-Wert ist, umso größer ist der Streckgrenzanstieg durch die BH-Behandlung.

[0005] Weist ein Stahlflachprodukt eine ausgeprägte Streckgrenze auf, so ist vorliegend mit dem Begriff Streckgrenze der als obere Streckgrenze ReH bezeichnete Kennwert gemeint. Oftmals liegt in BH-Stahlflachprodukten vor der BH-Behandlung keine ausgeprägte Streckgrenze, sondern ausschließlich eine Dehngrenze vor. Wenn vorliegend vom Streckgrenzanstieg oder vom BH-Wert die Rede ist, so wird darunter für Stahlflachprodukte, die vor der BH-Behandlung keine ausgeprägte Streckgrenze, sondern eine Dehngrenze aufweisen, die Differenz zwischen der Dehngrenze Rp0,2 vor der BH-Behandlung und der Streckgrenze ReH nach der BH-Behandlung verstanden.

[0006] Ein hoher BH-Wert wirkt sich positiv auf die Beulsteifigkeit von Bauteilen, welche aus BH-Stahlflachprodukten hergestellt sind, aus. Infolge dessen ist es möglich, die Bauteildicke durch den Einsatz von Stahlflachprodukten, welche einen hohen BH-Wert haben, zu reduzieren und gleichzeitig die Steifigkeit der Bauteile zu erhalten.

[0007] Der BH-Effekt wird bisher bei weichen Stählen, welche oftmals eine überwiegend ferritische Matrix, nur geringe Martensitanteile und Zugfestigkeiten unterhalb von 700 MPa aufweisen, genutzt.

[0008] Aus US 2013/0240094 A1 sind kaltgewalzte Bake-Hardening-Bleche für Automobilanwendungen bekannt. Die Bleche sollen aus einem Stahl bestehen, der neben Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen 0,0010 - 0,0040 mass-% C, 0,005 - 0,05 mass-% Si, 0,1 - 0,8 mass-% Mn, 0,01 - 0,07 mass-% P, 0,001 - 0,01 mass-% S, 0,01 - 0,08 mass-% Al, 0,0010 - 0,0050 mass-% N, 0,002 - 0,02 mass-% Nb und 0,005 - 0,050 mass-% Mo enthält, wobei der Wert des Quotienten der Anteile von Mn und P $[Mn\%]/[P\%]$ zwischen 1,6 bis 45 betragen soll, und die Menge des in fester Lösung vorliegenden Kohlenstoffs, welche aus $[C\%] - (12/95) \times [Nb\%]$ erhalten wird, zwischen 0,0005 bis 0,0025 mass-% betragen soll. Die für das Bake-Hardening geeigneten kaltgewalzten Bleche sollen die Gleichung $X(222)/\{X(119)+X(200)\} \geq 3,0$ erfüllen. Dabei sind X(222), X(110) und X(200) die integrierte Intensität der Röntgendiffraktometrie der {222}-Ebene, der {110}-Ebene und der {200}-Ebene, die parallel sind zu einer Ebene, welche ausgehend von der Blechoberfläche bei $\frac{1}{4}$ der Blechdicke liegt. Die Bleche sollen eine gute Tiefziehfähigkeit und Zugfestigkeiten von 300 bis 450 MPa aufweisen.

[0009] Für Karosserieteile werden üblicherweise höchstfeste Stahlflachprodukte eingesetzt, um geringe Bauteildicken bei guter Beulsteifigkeit realisieren zu können. Höchstfeste Stähle zeichnen sich durch einen hohen Anteil Martensit im Gefüge aus. Martensit ist ein kohlenstoffreicher Gefügebestandteil, aus dem Kohlenstoff bei thermischer Aktivierung heraus in andere Gefügebestandteile diffundieren kann. Je höher der Martensitanteil am Gefüge ist, umso ausgeprägter ist typischerweise der BH-Effekt. Hohe Martensitanteile gehen jedoch mit einer schlechten Verformungsfähigkeit einher.

[0010] Aus US 2017/009315 A1 sind hochfeste, feuerverzinkte Stahlbleche bekannt. Die Bleche sollen 0,05 - 0,30 mass-% C, 0,5 - 3,0 mass-% Si, 0,2 - 3,0 mass-% Mn, bis zu 0,10 mass-% P, bis zu 0,010 mass-% S, bis zu 0,010 mass-% N und 0,001 - 0,10 mass-% Al, Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen enthalten. Das Gefüge soll 50 - 85 Flächen-% Martensit, weniger als 5 Flächen-% Ferrit und Rest Bainit enthalten und eine Versetzungsdichte von mindestens $5,0 \times 10^{15} \text{ m}^{-2}$ sowie mindestens 0,08 mass-% gelösten Kohlenstoffs aufweisen. Die Bleche sollen für ein Bake-Hardening geeignet sein und gute Biegeeigenschaften und Zugfestigkeiten von 1180 MPa oder mehr aufweisen. Die Bleche werden mittels konventionellem Stranggießen, Warmwalzen und Kaltwalzen erzeugt. Die kaltgewalzten Bleche sollen auf Glühtemperaturen von $Ac3+50^\circ\text{C}$ bis zu 930°C aufgeheizt, 30 bis 1200 s lang bei dieser Glühtemperatur gehalten, danach mit einer mittleren Geschwindigkeit von 15°C/s oder mehr auf eine Kühlstopp-Temperatur zwischen 450°C bis 550°C abgekühlt, dann binnen höchstens 30 s ab Erreichen der Kühlstopp-Temperatur für 10 bis 60 s bei 480 bis 525°C in ein Schmelzbad getaucht und dann mit einer mittleren Abkühlungsgeschwindigkeit von 15°C/s oder

mehr auf 200 °C abgekühlt werden.

[0011] Vor diesem Hintergrund bestand die Aufgabe der Erfindung darin, ein höchstfestes Stahlflachprodukt mit optimierten Eigenschaften, insbesondere sehr guten Bake-Hardening- Eigenschaften und sowohl vor als auch nach einer BH-Behandlung sehr guten Umformeigenschaften, anzugeben.

[0012] Darüber hinaus sollte ein Verfahren zur Herstellung eines solchen Stahlflachprodukts angegeben werden.

[0013] In Bezug auf das Stahlflachprodukt wurde die Aufgabe durch ein Produkt gelöst, das mindestens die in Anspruch 1 angegebenen Merkmale aufweist.

[0014] In Bezug auf das Verfahren wurde die Aufgabe dadurch gelöst, dass bei der Herstellung eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts mindestens die in Anspruch 10 angegebenen Verfahrensschritte absolviert werden.

[0015] Ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt besteht aus einem Stahl, der aus (in Gew.-%)

0,1 - 0,5 % C,
1,0 - 3,0% Mn,
0,5 - 2,0% Si,
0,01 - 1,5 % Al,
0,001 - 0,008 % N,
bis zu 0,02 % P,
bis zu 0,005 % S

sowie optional aus einem oder mehreren der folgenden Elemente

0,01 - 1,0 % Cr,
0,01 - 0,2 % Mo,
0,001 - 0,01 % B

sowie optional aus in Summe 0,005 - 0,2 % V, Ti und Nb, wobei der Ti-Anteil nicht mehr als 0,10 % beträgt, und als Rest Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen besteht, und wobei das Stahlflachprodukt ein Gefüge aufweist, das aus

nicht mehr als als 15 Flächen-% Ferrit,

- nicht mehr als als 5 Flächen-% Bainit,
- mindestens 5 Volumen-% Restaustenit und
- mindestens 80 Flächen-% Martensit, von welchem

mindestens 75 Flächen-% angelassener Martensit ist, besteht.

[0016] Wenn vorliegend von Ferrit gesprochen wird, dann ist jeweils die Rede von polygonalem Ferrit. Bezogen auf den gesamten Anteil Martensit im Gefüge weist dieser für mindestens 90% des Martensits eine Martensitlanzetenlänge von höchstens 7,5 µm und eine Martensitlanzetenbreite von höchstens 1000 nm auf.

[0017] Ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt zeichnet sich dadurch aus, dass es vor einer BH-Behandlung eine Dehngrenze Rp0,2 von über 700 MPa oder eine Streckgrenze ReH von über 700 MPa, eine Zugfestigkeit Rm von 950 - 1500 MPa sowie eine Dehnung A80 von 7 - 25 % und ein hohes Bake-Hardening-Potential (BH-Potential) aufweist. Das BH-Potential äußert sich darin, dass das Stahlflachprodukt nach einer BH-Behandlung einen Streckgrenzenanstieg um mindestens 80 MPa sowie eine Dehnung A80_BH aufweist, welche mindestens halb so hoch ist wie die Dehnung A80 vor der BH-Behandlung.

[0018] Wenn vorliegend Angaben zu Legierungsgehalten und Zusammensetzungen gemacht werden, beziehen sich diese auf das Gewicht beziehungsweise die Masse, sofern nichts anderes ausdrücklich angegeben ist.

[0019] Der Kohlenstoffgehalt des Stahls eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts beträgt 0,1 - 0,5 Gew.-%. Zum einen trägt Kohlenstoff zur Bildung und Stabilisierung des Austenits bei. Vor allem während des nach dem Austenitisieren erfolgenden ersten Abkühlens und während des anschließenden partitionierenden Glühens tragen C-Gehalte von mindestens 0,1 Gew.-%, bevorzugt mindestens 0,12 Gew.-%, zur Stabilisierung der austenitischen Phase bei, wodurch es möglich ist, am erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt einen Restaustenitanteil von mindestens 5 Vol-% zu gewährleisten. Besonders sicher kann die Stabilisierung des Restaustenits erfolgen, wenn der C-Gehalt mindestens 0,14 Gew.-% beträgt. Zum anderen hat der C-Gehalt einen starken Einfluss auf die Festigkeit des Martensits. Dies gilt sowohl für die Festigkeit des Martensits, der während des ersten Abschreckens entsteht, als auch für die Festigkeit des Martensits, der während des nach dem partitionierenden Glühen einsetzenden zweiten Abschreckens gebildet wird. Um den Einfluss

des Kohlenstoffs auf die Festigkeit des Martensits zu nutzen, soll der C-Gehalt mindestens 0,1 Gew.-% betragen. Zudem ist ein Mindestgehalt von 0,1 Gew.-% erforderlich, um bei einer späteren BH-Behandlung ausreichend C-Atome für eine Diffusion zu den im Material vorhandenen Versetzungen zur Verfügung zu stellen und somit einen ausgeprägten BH-Effekt sicherzustellen. Besonders hohe BH-Werte werden erhalten, wenn der C-Gehalt mindestens 0,14 Gew.-% beträgt. Mit zunehmendem C-Gehalt wird die Martensit-Starttemperatur M_s jedoch auch zu tieferen Temperaturen verschoben. Ein C-Gehalt oberhalb von 0,5 Gew.-% könnte deshalb dazu führen, dass beim Abschrecken nicht genügend Martensit gebildet wird. Auch wird die Verarbeitbarkeit, insbesondere die Schweißbarkeit, bei höheren C-Gehalten beeinträchtigt, weshalb der C-Gehalt höchstens 0,5 Gew.-%, bevorzugt höchstens 0,4 Gew.-% betragen soll.

[0020] Mangan ist als Legierungselement wichtig für die Härbarkeit des Stahls sowie für die Vermeidung der Bildung des Gefügebestandteils Perlit während des ersten Abschreckens. Der Mn-Gehalt des Stahls eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts beträgt deshalb mindestens 1,0 Gew.-%, bevorzugt mindestens 1,9 Gew.-%, um nach dem ersten Abschrecken ein perlitfreies Gefüge für die weiteren Prozessschritte zur Verfügung zu stellen. Mit zunehmendem Mn-Gehalt verschlechtert sich jedoch die Schweißbarkeit und das Risiko des Auftretens starker Seigerungen nimmt zu. Bei Seigerungen handelt es sich um während des Erstarrungsvorgangs gebildete chemische Inhomogenitäten der Zusammensetzung in Form makroskopischer oder mikroskopischer Entmischungen. Um Seigerungen zu reduzieren und eine gute Schweißbarkeit sicherzustellen, ist der Mn-Gehalt des Stahls eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts auf höchstens 3,0 Gew.-%, bevorzugt auf höchstens 2,7 Gew.-%, begrenzt.

[0021] Der Si-Gehalt des Stahls eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts ist auf 0,5 - 2,0 Gew.-% begrenzt. Si als Legierungselement unterstützt die Unterdrückung der Zementitbildung. Bei Zementit handelt es sich um ein Eisenkarbid. Durch die Bildung von Zementit wird Kohlenstoff in Form von Eisenkarbid abgebunden und steht nicht mehr in atomarer Form zur Lösung im Eisengitter zur Verfügung. Atomarer Kohlenstoff, welcher interstitiell im Eisengitter gelöst ist, trägt jedoch zum einen wesentlich zur Stabilisierung von Restaustenit und zum anderen zur Verbesserung des BH-Effekts bei. Restaustenit wiederum trägt zur Verbesserung der Umformbarkeit, insbesondere der Dehnung, sowohl vor als auch nach der BH-Behandlung bei. Eine ähnliche Wirkung hinsichtlich der Stabilisierung des Restaustenits kann auch durch Zulegieren von Aluminium erreicht werden. Enthält der Stahl mindestens 0,2 Gew.-% Al, so kann der Si-Gehalt, welcher mindestens erforderlich ist, um ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt zu erhalten, bis auf 0,5 Gew.-% reduziert werden. Bei geringeren Al-Gehalten als 0,2 Gew.-% sollte der Si-Gehalt vorzugsweise mindestens 0,9 Gew.-% betragen. Da sich ein hoher Si-Gehalt jedoch negativ auf die Oberflächenqualität des Stahlflachprodukts auswirken kann, soll der Stahl nicht mehr als 2,0 Gew.-%, bevorzugt nicht mehr als 1,6 Gew.-% enthalten.

[0022] Aluminium ist im Stahl eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts in Gehalten von 0,01 - 1,5 Gew.-% vorhanden. Al wird zur Desoxidation und zur Kornfeinung hinzugegeben. Die Kornfeinung erfolgt durch Bildung von AlN-Clustern und AlN-Ausscheidungen, welche jeweils das Kornwachstum während des austenitisierenden Glühens, das auch kurz als Austenitisieren bezeichnet wird, hemmen. Unter AlN-Clustern werden dabei allgemein Ansammlungen von Aluminium- und Stickstoffatomen verstanden, die jedoch im Unterschied zu AlN-Ausscheidungen keine scharfe Phasengrenze zur Matrix aufweisen. Um das Austenitkornwachstum effektiv zu hemmen, sollte der Al-Gehalt mindestens 0,01 Gew.-% betragen. Somit können durch die Anlagerung von Al und N an Gitterfehlern sowie deren nachfolgende Clusterbildung bzw. Ausscheidung besonders feine Austenitkörner eingestellt werden. Die feinere Austenitkorngröße führt dazu, dass während des ersten Abschreckens feiner Martensit mit einer geringen Lanzettenlänge gebildet wird. In Fällen, in denen die Dauer des Austenitisierens verkürzt werden soll, sind erhöhte Al-Gehalte von mindestens 0,02 Gew.-% besonders vorteilhaft. Weiterhin vorteilhaft für die Bildung von AlN-Clustern und AlN-Ausscheidungen ist eine hohe Anzahl an Gitterfehlern, die während des Aufheizens auf Austenitisierungstemperatur (THZ) zur Verfügung stehen. Diese Gitterfehler können vor dem Austenitisieren beispielsweise in Form von Versetzungen in das Material eingebracht werden. Für erfindungsgemäße Stahlflachprodukte hat es sich als günstig erwiesen, Gitterfehler durch ein Kaltwalzen mit einem Kaltwalzgrad von mindestens 37 % einzubringen. Aluminium trägt ebenso wie Silizium zur Unterdrückung der Zementitbildung bei. Allerdings wirkt Al hinsichtlich der Unterdrückung der Zementitbildung nicht so effektiv wie Si. Da sich Si jedoch nachteilig auf die Verzunderung und Beschichtbarkeit und somit auf die Oberflächenqualität der Stahlflachprodukte auswirkt, kann Al bei der Wahl der Legierungszusammensetzung zur Substitution von Si verwendet werden. Dabei haben sich für die erfindungsgemäße Stahlzusammensetzung Al-Gehalte von mindestens 0,1 Gew.-% als besonders wirksam erwiesen. Bei geringeren Al-Gehalten ist der Einfluss von Al auf die Zementitunterdrückung nicht signifikant. Darüber hinaus trägt Aluminium zur Erhöhung der Kohlenstoffaktivität im Martensit bei. Dies gilt sowohl für den nach dem ersten Abschrecken, welches nach dem Austenitisieren erfolgt, als auch für den nach dem zweiten Abschrecken, welches nach dem partitionierenden Glühen erfolgt, gebildeten Martensit. Im nach dem ersten Abschrecken gebildeten Martensit trägt Aluminium zur Beschleunigung der Partitionierung des Kohlenstoffs von Martensit in den Austenit während des partitionierenden Glühens bei. Dadurch kann die Dauer des partitionierenden Glühens verkürzt werden. Aber auch die Alterungsbeständigkeit des Endprodukts wird verbessert, da durch eine erhöhte Kohlenstoffaktivität einzelne Kohlenstoffatome bereits während des partitionierenden Glühens an Versetzungen diffundieren können und dann bei Raumtemperatur nicht mehr zur Alterung zur Verfügung stehen.

[0023] Die Erhöhung der Kohlenstoffaktivität zeigt zudem eine positive Wirkung auf den BH-Effekt. Bei einer BH-

Behandlung wird durch eine hohe Kohlenstoffaktivität auch die treibende Kraft für die Anlagerung von Kohlenstoffatomen an Versetzungen erhöht, was zur Steigerung des BH-Werts führt. Zur Erhöhung der Kohlenstoffaktivität im Martensit haben sich Al-Gehalte von mindestens 0,02 Gew.-% als besonders vorteilhaft erwiesen. Da Aluminium die für ein vollständiges Austenitisieren erforderliche Glüh-temperatur erhöht und bei Al-Gehalten oberhalb von 1,5 Gew.-% ein vollständiges Austenitisieren nur noch schwer möglich ist, ist der Al-Gehalt des Stahls des erfindungsgemäßen Stahl-
 5 flachprodukts auf höchstens 1,5 Gew.-% begrenzt. Soll eine niedrige Austenitisierungstemperatur zur Verbesserung der Energieeffizienz eingestellt werden, haben sich Al-Gehalte von höchstens 0,2 Gew.-% als zweckmäßig erwiesen.

[0024] In einer bevorzugten Ausführung beträgt zur Verbesserung des BH-Werts die Summe des Si-Gehalts und der Hälfte des Al-Gehalts mindestens 0,9 Gew.-%.

[0025] Es gilt dann folgende Beziehung:

$$\%Si + 0,5 \cdot \%Al \geq 0,9 \text{ Gew.}\%$$

mit

%Si: jeweiliger Si-Gehalt des Stahls in Gew.-%

%Al : jeweiliger Al-Gehalt des Stahls in Gew.-%.

[0026] Bei Werten kleiner 0,9 Gew.-% steigt das Risiko der Bildung von Zementit, durch welchen Kohlenstoff abge-
 bunden wird und beim partitionierenden Glühen nicht mehr für eine Diffusion in den Restaustenit und damit nicht mehr
 für eine Stabilisierung des Restaustenits zur Verfügung steht.

[0027] Der N-Gehalt ist im Stahl eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts auf 0,001 - 0,008 Gew.-% begrenzt. Stickstoff bildet im Stahl eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts Nitride, beispielsweise mit Aluminium oder Titan.
 25 Zur wirksamen Kornfeinung mittels AlN-Clustern oder AlN-Ausscheidungen sollen mindestens 0,001 Gew.-% N im Stahl
 enthalten sein. Um die thermodynamische Triebkraft der Ausscheidungsbildung zu erhöhen und damit den Prozess zu stabilisieren, kann ein bevorzugter N-Gehalt von mindestens 0,002 Gew.-% eingestellt werden. Zunehmende N-Gehalte
 führen zur Bildung tendenziell größerer Ausscheidungen. Um grobe Ausscheidungen zu vermeiden, welche sich nach-
 teilig auf die Umformbarkeit auswirken können, ist der N-Gehalt auf höchstens 0,008 Gew.-% beschränkt.

[0028] Phosphor wirkt sich in erfindungsgemäßen Stahlflachprodukten negativ auf die Schweißbarkeit aus. Darum soll der P-Gehalt so niedrig wie möglich sein und insbesondere 0,02 Gew.-% nicht überschreiten.

[0029] Schwefel führt bei ausreichend hohen Gehalten zur Bildung von Sulfiden wie MnS oder (Mn,Fe)S. Diese Sul-
 fidausscheidungen verschlechtern die Dehnung eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts, weshalb der S-Gehalt
 auf höchstens 0,005 Gew.-% begrenzt ist.

[0030] Chrom kann optional in Gehalten bis zu 1,0 Gew.-% im Stahl vorhanden sein. Chrom ist ein effektiver Inhibitor
 des Perlits und trägt zur Festigkeit bei. Dies gilt insbesondere für Cr-Gehalte von mindestens 0,01 Gew.-% Bei Cr-
 Gehalten von mehr als 1,0 Gew.-% ist jedoch das Risiko einer ausgeprägten Korngrenzenoxidation, welche zur Ver-
 schlechterung der Oberflächenqualität führt, erhöht.

[0031] Molybdän kann ebenfalls optional im Stahl eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts in Gehalten von min-
 destens 0,01 Gew.-% enthalten sein, um die Bildung von Perlit zu verhindern. Der Mo-Gehalt ist aus Kostengründen
 auf Gehalte von bis zu 0,2 Gew.-% begrenzt.

[0032] Bor kann als optionales Legierungselement in Gehalten von 0,001 bis 0,01 Gew.-% im Stahl eines erfindungs-
 gemäßen Stahlflachprodukts enthalten sein. Bor seigert auf die Phasengrenzen und blockiert somit deren Bewegung.
 Dies unterstützt die Bildung eines feinkörnigen Gefüges, was die mechanischen Eigenschaften des Stahlflachprodukts
 verbessert. Beim Zulegieren von Bor sollte genügend Aluminium zur Verfügung stehen, damit sich bevorzugt AlN bildet.
 45 In einer bevorzugten Ausführung wird deshalb ein Al/B-Verhältnis von mindestens 10 eingestellt. Durch Bor-Zugaben
 von über 0,01 Gew.-% kann jedoch keine weitere Verbesserung mehr erreicht werden.

[0033] Optional können Stähle erfindungsgemäßer Stahlflachprodukte auch eines oder mehrere Mikrolegierungsele-
 mente aus der Gruppe Ti, Nb und V enthalten. Mikrolegierungselemente können mit Kohlenstoff beziehungsweise
 50 Stickstoff Karbide, Nitride oder Karbonitride bilden. In Form sehr fein verteilter Ausscheidungen tragen diese zu einer
 höheren Festigkeit bei. Die Summe der Mikrolegierungselemente sollte mindestens 0,005 Gew.-% betragen, sodass
 die Ausscheidung von Karbiden, Nitriden oder Karbonitriden zum Einfrieren von Korn- und Phasengrenzen während
 des Austenitisierens führen kann und damit einer Kornvergrößerung entgegenwirken kann. Gleichzeitig wird jedoch
 Kohlenstoff, welcher in atomarer Form günstig für die Stabilisierung des Restaustenits ist, als Karbid- bzw. Karbonitrid
 55 abgebunden. Um eine ausreichende Stabilisierung des Restaustenits zu gewährleisten, sollte die Konzentration der
 Mikrolegierungselemente in Summe nicht mehr als 0,2 Gew.-% betragen. Zur Vermeidung von groben Titanitridaus-
 scheidungen sollte die Titan-Konzentration nicht mehr als 0,10% betragen.

[0034] Ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt weist bevorzugt eine Dehngrenze Rp02 von über 700 MPa oder

eine Streckgrenze ReH von über 700 MPa, eine Zugfestigkeit Rm von 950 - 1500 MPa sowie eine Dehnung A80 von 7 - 25 % auf, wobei die Dehngrenze Rp02 bzw. die Streckgrenze ReH, die Zugfestigkeit Rm sowie die Dehnung A80 gemäß DIN EN ISO 6892:2009 bestimmt werden. Gleichzeitig weist ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt bevorzugt ein hohes Bake-Hardening-Potential (BH-Potential) auf. Ein Maß für das BH-Potential ist der BH2-Wert, der nach einer Vorverformung von 2% und einem Anlassen für 20 Minuten bei 170°C gemäß DIN EN 10325:2006 bestimmt wird und für erfindungsgemäße Stahlflachprodukte mindestens 80 MPa beträgt. Die nach einer BH-Behandlung für 20 Minuten bei 170°C an um 2% vorverformten erfindungsgemäßen Stahlflachprodukten vorliegende Dehnung A80_BH ist dabei mindestens halb so hoch wie die Dehnung A80 vor der BH-Behandlung. Die Dehnungswerte A80 und A80_BH werden dabei gemäß DIN EN ISO 6892:2009 bestimmt.

[0035] Das erfindungsgemäße Stahlflachprodukt hat ein Gefüge, dass nicht mehr als 15 Flächen-% Ferrit enthält, um die geforderten hohen Festigkeiten zu gewährleisten.

[0036] Darüber hinaus weist das Gefüge aufgrund der Prozessführung nicht mehr als 5 Flächen-% Bainit auf.

[0037] Das Gefüge eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts enthält mindestens 5 Volumen-% Restaustenit. Restaustenit wirkt sich günstig auf die Umformbarkeit und Dehnung martensithaltiger Stähle aus. Der bis auf Raumtemperatur stabilisierte Austenit kann unter Nutzung des TRIP-Effekts bei gleichzeitig höherer Verfestigung stärker gedehnt werden als andere Gefügebestandteile. Mit der Begrenzung der austenitstabilisierenden Legierungselemente wie C und Mn aus Schweißbarkeitsgründen ist ein Restaustenitanteil größer 20 Vol.% mit dem beschriebenen Herstellungsprozess nicht möglich.

[0038] Zudem enthält das erfindungsgemäße Stahlflachprodukt mindestens 80 Flächen-% Martensit, von welchem mindestens 75 Flächen-% angelassener Martensit ist.

[0039] Der im Zuge des erfindungsgemäßen Verfahrens nach dem Partitioning durch das zweite Abschrecken in Arbeitsschritt j) gebildete Martensit wird auch als nicht angelassener Martensit bezeichnet. Der durch das erste Abschrecken nach dem Austenitisieren entstandene Martensit, der einem Partitioning unterzogen wird, wird auch als angelassener Martensit bezeichnet. Der gesamte im Gefüge vorhandene Martensitanteil setzt sich aus angelassenem und nicht angelassenem Martensit zusammen, wobei die Möglichkeit besteht, dass kein nicht angelassener Martensit vorliegt.

[0040] Der Gesamtanteil an Martensit, d.h. die Summe aus angelassenem und nicht angelassenem Martensit, soll mindestens 80 Flächen-%, bevorzugt mindestens 90 Flächen-%, betragen. Dieser hohe Martensitanteil trägt zu einer hohen Festigkeit des Stahlflachprodukts bei. Darüber hinaus ist Martensit ein kohlenstoffreicher Gefügebestandteil. Als solcher dient der Martensit als Quelle für die Diffusion von Kohlenstoff zum einen während des partitionierenden Glühens und zum anderen während der BH-Behandlung. Durch die Kohlenstoff-Diffusion aus dem Martensit in den Austenit während des partitionierenden Glühens wird der vorhandene Restaustenit stabilisiert, was das Einstellen eines Restaustenitanteils von mindestens 5 Vol.-% ermöglicht. Durch die Kohlenstoff-Diffusion während der BH-Behandlung wird der BH-Effekt verstärkt, was eine Erhöhung des BH-Werts bewirkt.

[0041] Mindestens 75 % des im Stahlflachprodukt vorhandenen Martensits sind angelassener Martensit, weil nur so genügend Martensit für eine ausreichende Restaustenitstabilisierung während des partitionierenden Glühens zur Verfügung steht. Dabei liegt bei mindestens 90 % der Martensitlanzetten eine Martensitlanzettenbreite von höchstens 1000 nm vor. Die geringe Lanzettenbreite von höchstens 1000 nm führt beim partitionierenden Glühen zu kurzen Diffusionswegen, wodurch eine gezielte lokale Stabilisierung des Restaustenits möglich ist.

[0042] Die Martensitlanzettenlänge ist auf höchstens 7,5 µm begrenzt, um eine gute Umformbarkeit zu gewährleisten. Da die Lanzetten mit einem definierten Verhältnis von Länge zu Breite wachsen, ist die Breite begrenzt, was sich vorteilhaft auf die Diffusion des Kohlenstoffs auswirkt.

[0043] Insofern nicht anders erwähnt, sind die Angaben zu den Gefügeanteilen für die Gefügebestandteile Martensit, Ferrit und Bainit vorliegend auf Flächen-% und für Restaustenit auf Vol.-% bezogen. Aufgrund der Feinheit der Gefügestrukturen empfiehlt es sich, die Gefügeuntersuchungen einschließlich der Bestimmung der Martensitlanzettenlänge und -breite an einem Rasterelektronenmikroskop (REM) bei 5000facher Vergrößerung durchzuführen. Als geeignete Methode zur quantitativen Bestimmung des Restaustenits empfiehlt sich eine Untersuchung mittels Röntgenbeugung (XRD) nach ASTM E975.

[0044] Das erfindungsgemäße Verfahren zum Herstellen eines für eine Bake-Hardening-Behandlung geeigneten höchstfesten Stahlflachprodukts umfasst mindestens folgende Arbeitsschritte:

a) Bereitstellen eines warmgewalzten Stahlflachprodukts, welches aus einem Stahl besteht, der neben Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen aus (in Gew.-%) 0,1 - 0,5 % C, 1,0 - 3,0 % Mn, 0,5 - 2,0 % Si, 0,01 - 1,5 % Al, 0,001 - 0,008 % N, bis zu 0,02 % P, bis zu 0,005 % S sowie optional aus einem oder mehreren der folgenden Elemente: 0,01 - 1,0 % Cr, 0,01 - 0,2 % Mo, 0,001 - 0,01 % B sowie optional aus in Summe 0,005 - 0,2 % V, Ti und Nb besteht, wobei der Ti-Anteil nicht mehr als 0,10% beträgt;

b) Beizen des warmgewalzten Stahlflachprodukts;

c) Kaltwalzen des Stahlflachprodukts mit einem Kaltwalzgrad von mindestens 37 %;

d) Erwärmen des kaltgewalzten Stahlflachprodukts auf eine Haltezonentemperatur THZ, welche oberhalb der A3-Temperatur des Stahls liegt und höchstens 950 °C beträgt, wobei das Aufheizen bis zu einer 200 - 400 °C betragenden Wendetemperatur TW mit einer Aufheizgeschwindigkeit ThetaH1 von 5 - 50 K/s und oberhalb der Wendetemperatur TW mit einer Aufheizgeschwindigkeit ThetaH2 von 2 - 10 K/s erfolgt;

e) Halten des Stahlflachprodukts für 5 - 15 s auf der Haltezonentemperatur THZ;

f) optionales Abkühlen des Stahlflachprodukts innerhalb von 30 - 300 Sekunden von der Haltezonentemperatur THZ auf eine mindestens 620 und höchstens 720°C betragende Zwischentemperatur TLK;

g) Abkühlen des Stahlflachprodukts mit einer Abkühlrate ThetaQ von mehr als durchschnittlich 5 K/s auf eine Kühlstopptemperatur TAB, welche zwischen der Martensitstarttemperatur TMS und einer Temperatur, die bis zu 175 °C kleiner als TMS ist, liegt;

h) Halten des Stahlflachprodukts auf der Kühlstopptemperatur TAB für 10 - 60 Sekunden;

i) Erwärmen des Stahlflachprodukts mit einer Aufheizrate ThetaB1, welche 1 - 80 K/s beträgt, auf eine 350 - 500 °C betragende Behandlungstemperatur TB und optionales isothermes Halten des Stahlflachprodukts auf der Behandlungstemperatur TB, wobei die Zeit für das Erwärmen und das optionale isotherme Halten insgesamt 10 - 1000 Sekunden beträgt;

j) Abkühlen des Stahlflachprodukts mit einer Abkühlrate ThetaB2 von mehr als 5 K/s und weniger als 500 K/s auf Raumtemperatur;

k) optionales Beschichten des Stahlflachprodukts in einem Schmelzbad entweder

k1) mittels Schmelztauchbeschichten vor dem Abkühlen in Arbeitsschritt j) oder

k2) mittels elektrolytischem Beschichten nach dem Abkühlen in Arbeitsschritt j).

[0045] In Arbeitsschritt a) wird ein warmgewalztes Stahlflachprodukt bereitgestellt, das aus einem Stahl der in Arbeitsschritt a) genannten Zusammensetzung besteht.

[0046] Das warmgewalzte Stahlflachprodukt wird vor dem Kaltwalzen gebeizt. Das Beizen in Arbeitsschritt b) erfolgt auf konventionelle Art und Weise.

[0047] Das Kaltwalzen in Arbeitsschritt c) soll erfindungsgemäß mit einem Kaltwalzgrad von mindestens 37 % erfolgen. Unter dem Kaltwalzgrad KWG wird vorliegend die Dickenreduktion, die durch das Kaltwalzen des Stahlflachprodukts erfolgt, verstanden. Der KWG lässt sich mit folgender Beziehung beschreiben:

$$KWG = (h_0 - h_1) / h_0$$

wobei h₀ die Dicke des Stahlflachprodukts vor dem Kaltwalzen in mm ist und h₁ die Dicke des Stahlflachprodukts nach dem Kaltwalzen in mm ist. Sollte das Stahlflachprodukt nach dem Beizen und vor dem Aufheizen in Arbeitsschritt d) mehrere Kaltwalzvorgänge oder Kaltwalzstiche erfahren, so ist KWG auf den Gesamtkaltwalzgrad bezogen, d.h. h₀ ist die Dicke des Stahlflachprodukts vor dem ersten Kaltwalzvorgang oder Kaltwalzstich in mm und h₁ ist die Dicke des Stahlflachprodukts nach dem letzten Kaltwalzvorgang oder Kaltwalzstich in mm. Durch ein Kaltwalzen mit einem KWG von mindestens 37 % wird eine mechanische Homogenisierung sowie eine Reduzierung der Korngröße und damit ein feinkörniges Gefüge eingestellt. Aufgrund des hohen Kaltwalzgrades sowie der Ausscheidungsvorgänge und des daraus resultierenden feinen Ausgangsgefüges vor dem Glühen liegt bereits vor der Abkühlung ein sehr feinkörniges Austenitgefüge vor. Hierbei fungieren die Korngrenzen als Hindernis für das Wachstum der Martensitlanzetten und der kurze Abstand zwischen den Korngrenzen in einem feinen Gefüge führt zu kürzeren und schmalen Lanzetten. Beim Abschrecken entsteht so ein Gefüge aus feinsten Martensitlanzetten mit dazwischen eingelagertem Restaustenit. Dies führt im anschließenden Behandlungsschritt zu kurzen Diffusionswegen, wodurch eine gezielte lokale Stabilisierung des Restaustenits möglich ist.

[0048] Es wurde erkannt, dass durch Kaltwalzgrade von 37 % oder mehr viele Keimstellen für die Bildung von Austenit

während des austenitisierenden Glühens zur Verfügung gestellt werden, sodass während des Austenitisierens ein feinkörniges austenitisches Gefüge entsteht. Die Korngröße des austenitischen Gefüges kann weiter reduziert werden, wenn der Kaltwalzgrad mindestens 42 % beträgt. Aus anlagentechnischen Gründen ist der Kaltwalzgrad typischerweise auf 85 % begrenzt.

[0049] Das Aufheizen des kaltgewalzten Stahlflachprodukts in Arbeitsschritt d) auf eine Haltezonentemperatur THZ erfolgt zunächst bis zum Erreichen einer Wendetemperatur TW, welche 200 - 400 °C beträgt, mit einer Aufheizgeschwindigkeit ThetaH1 von 5 - 50 K/s. Oberhalb der Wendetemperatur TW erfolgt das Aufheizen bis zum Erreichen der Haltezonentemperatur THZ mit einer Aufheizgeschwindigkeit ThetaH2 von 2 - 10 K/s. Dabei kann das Aufheizen auch einstufig erfolgen, d.h. die Aufheizgeschwindigkeiten ThetaH1 und ThetaH2 werden auf den gleichen Wert eingestellt.

[0050] Das Stahlflachprodukt wird auf eine Haltezonentemperatur THZ erwärmt, welche oberhalb der A3-Temperatur des Stahls liegt, um eine vollständige Gefügeumwandlung in den Austenit zu ermöglichen. Die A3-Temperatur ist analysenabhängig und kann mit Hilfe der folgenden empirischen Gleichung abgeschätzt werden:

$$A3[^\circ\text{C}] = 910 - 203 \cdot \sqrt{\%C - 15,2\%Ni + 44,7\%Si + 31,5\%Mo - 21,1\%Mn}$$

mit %C=C-Gehalt des Stahls in Gew.-%, %Ni=Ni-Gehalt des Stahls in Gew.-%, %Si=Si-Gehalt des Stahls in Gew.-%, %Mo=Mo-Gehalt des Stahls in Gew.-%, %Mn=Mn-Gehalt des Stahls in Gew.-%.

[0051] Die Haltezonentemperatur THZ kann auch als Austenitisierungstemperatur und das Glühen bei THZ auch als Austenitisieren bezeichnet werden. Die Haltezonentemperatur ist aus Kostengründen auf höchstens 950 °C beschränkt.

[0052] Das Stahlflachprodukt wird in Arbeitsschritt e) für eine Haltedauer tHZ von mindestens 5 Sekunden auf der Haltezonentemperatur THZ gehalten, um eine vollständige Austenitisierung zu gewährleisten. Die Haltedauer tHZ soll 15 Sekunden nicht überschreiten, um die Bildung eines groben Austenitkorns sowie ein unregelmäßiges Austenitkornwachstum zu vermeiden. Ziel des Austenitisierens ist die Einstellung eines feinen und regelmäßigen Austenitkorns, da sich ein solches Gefüge günstig auf den BH-Wert auswirkt.

[0053] Von der Haltezonentemperatur THZ kann das Stahlflachprodukt optional in Arbeitsschritt f) zunächst langsam auf eine Zwischentemperatur TLK abgekühlt werden, die 620 °C oder mehr beträgt. TLK ist nicht tiefer als 620 °C, um eine Phasenumwandlung in Ferrit zu vermeiden. Aus demselben Grund ist die Dauer tLK der Abkühlung von THZ auf TLK auf 30 - 300 Sekunden begrenzt.

[0054] Nach dem optionalen langsamen Abkühlen des Stahlflachprodukts in Arbeitsschritt f) oder bereits nach dem Halten des Stahlflachprodukts auf der Haltezonentemperatur THZ in Arbeitsschritt e) wird das Stahlflachprodukt in Arbeitsschritt g) mit einer im Vergleich zur Abkühlrate in Arbeitsschritt f) höheren Abkühlrate ThetaQ von mehr als 5 K/s auf eine Kühlstopptemperatur TAB abgekühlt. Wegen der hohen Abkühlrate wird eine solche Abkühlung auch als Abschrecken oder zur Unterscheidung des Abschreckens nach dem partitionierenden Glühen wird das Abschrecken in Arbeitsschritt g) auch als erstes Abschrecken bezeichnet. Die Abkühlungsgeschwindigkeit von der Zwischentemperatur TLK auf die Kühlstopptemperatur TAB beträgt mehr als 5 K/s, um für die erfindungsgemäßen Stahlzusammensetzungen sowohl die Umwandlung des Austenits in Ferrit als auch in Bainit zu vermeiden. Dies gelingt bei höheren Abkühlungsraten noch sicherer, weshalb die Abkühlungsrate ThetaQ bevorzugt auf mehr als 20 K/s eingestellt wird. Die Abkühlrate ThetaQ ist anlagentechnisch auf Werte von höchstens 500 K/s, bevorzugt höchstens 100 K/s, begrenzt.

[0055] Die Kühlstopptemperatur TAB liegt zwischen der Martensitstarttemperatur TMS und einer Temperatur, die bis zu 175 °C kleiner als TMS ist ((TMS-175°C) < TAB < TMS). Unter der Martensitstarttemperatur TMS wird dabei die Temperatur verstanden, bei welcher die Umwandlung von Austenit in Martensit beginnt. Die Martensitstarttemperatur kann mit Hilfe der folgenden Gleichung abgeschätzt werden:

$$TMS[^\circ\text{C}] = 539^\circ\text{C} + (-423\%C - 30,4\%Mn - 7,5\%Si + 30\%Al) ^\circ\text{C}/\text{Gew.}\%$$

mit %C=C-Gehalt des Stahls in Gew.-%, %Mn=Mn-Gehalt des Stahls in Gew.-%, %Si=Si-Gehalt des Stahls in Gew.-%, %Al=Al-Gehalt des Stahls in Gew.-%.

[0056] Da die Umwandlung von Austenit in Martensit nicht schlagartig sondern zeitabhängig erfolgt, kann der Umfang der Umwandlung, d.h. der Martensitanteil, über die Haltezeit tQ, mit welcher das Stahlflachprodukt auf Kühlstopptemperatur TAB gehalten wird, gesteuert werden. Die Haltezeit tQ in Arbeitsschritt h) beträgt mindestens 10 Sekunden, um eine ausreichende Umwandlung des Austenits in Martensit zu gewährleisten. Bezogen auf das gesamte Gefüge sollte der Anteil des Martensits, der durch das erste Abschrecken nach dem Austenitisieren entsteht, mindestens 60 Flächen-% betragen. Die Haltezeit tQ sollte nicht mehr als 60 Sekunden betragen, um eine vollständige Umwandlung in Martensit zu vermeiden und einen Restaustenitanteil von mindestens 5 Vol-% im Gefüge des Stahlflachprodukts bei Raumtemperatur zu gewährleisten.

[0057] In Arbeitsschritt i) wird das Stahlflachprodukt mit einer Aufheizrate ThetaB1 auf eine Behandlungstemperatur

TB erwärmt und optional auf TB gehalten, um den nach Arbeitsschritt h) vorliegenden Restaustenit mit Kohlenstoff aus dem übersättigten Martensit, welcher durch das erste Abschrecken gebildet wurde, anzureichern. Die Umverteilung des Kohlenstoffs, welche auch als Partitionieren bezeichnet werden kann, erfolgt dabei während der Aufheizphase auf TB. Wird das Stahlflachprodukt anschließend zudem auch noch isotherm auf TB gehalten, so erfolgt ein Partitionieren zusätzlich auch während des optionalen isothermen Haltens. Das Erwärmen auf Behandlungstemperatur TB und das anschließende optionale Halten auf der Behandlungstemperatur TB werden auch als partitionierendes Glühen oder auch als Partitioning bezeichnet. Um eine ausreichende Umverteilung des Kohlenstoffs zu ermöglichen, erfolgt das Erwärmen mit einer Aufheizrate von mindestens 1 K/s und höchstens 80 K/s. Die Behandlungstemperatur TB beträgt 350 - 500 °C, um die Bildung von Karbiden und den Zerfall von Restaustenit zu vermeiden. Zudem beträgt die gesamte Behandlungszeit tBT mindestens 10 und höchstens 1000 Sekunden, ebenfalls um eine ausreichende Umverteilung des Kohlenstoffs zu gewährleisten. Die gesamte Behandlungszeit tBT setzt sich aus der Zeit, die für das Erwärmen benötigt wird und gegebenenfalls der Zeit, die für das optionale isotherme Halten verwendet wird, zusammen.

[0058] Anschließend wird das Stahlflachprodukt in Arbeitsschritt j) mit einer Abkühlrate ThetaB2 auf Raumtemperatur abgekühlt. Die Abkühlrate ThetaB2 beträgt mehr als 5 K/s, bevorzugt mehr als 20 K/s, um die Bildung von Martensit zu ermöglichen. Dieser Abkühlschritt kann aufgrund der hohen Abkühlrate ebenfalls als Abschrecken bezeichnet werden. Zur Unterscheidung von dem in Arbeitsschritt g) durchgeführten ersten Abschrecken wird das Abschrecken in Arbeitsschritt j) auch als zweites Abschrecken bezeichnet. Die Abkühlrate ThetaB2 ist anlagentechnisch auf Werte von höchstens 500 K/s, bevorzugt höchstens 100 K/s, begrenzt.

[0059] Das Stahlflachprodukt kann zusätzlich optional einer Beschichtungsbehandlung (Arbeitsschritt k)) unterzogen werden. Die Beschichtungsbehandlung kann entweder als Schmelztauchbeschichten (Arbeitsschritt k1)) oder als elektrolytisches Beschichten (Arbeitsschritt k2)) ausgeführt werden. Erfolgt ein Schmelztauchbeschichten (Arbeitsschritt k1)), so durchläuft das Stahlflachprodukt nach dem Partitionieren in Arbeitsschritt i) und vor dem Abkühlen in Arbeitsschritt j) ein Beschichtungsbad mit einer auf Zink basierenden Schmelzbadzusammensetzung. Die Temperatur des Schmelzbads beträgt dabei bevorzugt 450 - 500 °C.

[0060] Alternativ zum Aufbringen einer Beschichtung mittels Schmelztauchbeschichten kann das Stahlflachprodukt einem elektrolytischen Beschichten (Arbeitsschritt k2)) unterzogen werden. Das elektrolytische Beschichten erfolgt dabei im Unterschied zum Schmelztauchbeschichten nicht vor, sondern erst nach dem Abkühlen des Stahlflachprodukts in Arbeitsschritt j).

[0061] Die Beschichtungsbehandlung der Arbeitsschritte k1) oder k2) erfolgt bevorzugt in einem kontinuierlichen Verfahren. Eine mögliche Schmelzbadzusammensetzung kann aus bis zu 1 Gew.-% Al, Rest Zink und unvermeidbare Verunreinigungen bestehen. Eine weitere mögliche Schmelzbadzusammensetzung kann aus 1-2 Gew.-% Al, 1-2 Gew.-% Mg, Rest Zink und unvermeidbare Verunreinigungen bestehen. Durch die Beschichtungsbehandlung wird auf mindestens einer Seite des Stahlflachprodukts ein Korrosionsschutzüberzug auf das Stahlflachprodukt aufgebracht. Das beschichtete Stahlflachprodukt kann ebenfalls optional einer Galvannealingbehandlung unterzogen werden.

[0062] Das erfindungsgemäße Verfahren kann im kontinuierlichen Durchlauf in hierzu üblicherweise vorgesehenen Glühanlagen oder Bandbeschichtungsanlagen durchgeführt werden.

[0063] Bei erfindungsgemäßigem Vorgehen insbesondere bei Einhalten des Kaltwalzgrades KWG, der Abkühlrate ThetaQ der schnellen Abkühlung nach dem Austenitisieren und der Haltezeit tQ ergibt sich ein Gefüge, welches eine sehr feine Martensitstruktur aufweist. Diese Martensitstruktur zeichnet sich durch eine besondere Feinkörnigkeit mit geringer Lanzettenbreite aus. Der hohe Kaltwalzgrad sowie die karbidischen und nitridischen Ausscheidungen führen zu einem feinkörnigen Ausgangsgefüge für das austenitisierende Glühen. Bei erfindungsgemäßigem Vorgehen wird eine Kornvergrößerung während des Austenitisierens vermieden, sodass bereits vor dem dem Austenitisieren nachfolgenden Abkühlen ein sehr feinkörniges Gefüge vorliegt. Die zahlreichen Korngrenzen des feinen Gefüges behindern das Wachstum der Martensitlanzetten. Die kurzen Abstände zwischen den Korngrenzen des feinkörnigen Gefüges führen zu kurzen und schmalen Martensitlanzetten. Durch die schnelle Abkühlung mit Abkühlraten ThetaQ von mehr als 5 K/s entsteht daraus ein Gefüge aus sehr feinen Martensitlanzetten mit dazwischen eingelagertem Restaustenit. Ein solches Gefüge stellt für den Glühprozess des anschließenden Arbeitsschritts i) kurze Diffusionswege für den Kohlenstoff zur Verfügung und ermöglicht somit eine gezielte lokale Stabilisierung des Restaustenits.

[0064] Gleichzeitig steht jedoch weiterhin ausreichend Kohlenstoff aus dem nicht angelassenen Martensit und aus dem bei der Umformung gebildeten, verformungsinduzierten Martensit für die nachgeschaltete BH-Behandlung zur Anlagerung an die Versetzungen zur Verfügung. Durch das nach dem partitionierendem Glühen vorliegende feine Gefüge sind die Diffusionswege in den angelassenen Martensit hinein im Rahmen der späteren BH-Behandlung kurz genug, um auch bei niedrigen BH-Temperaturen und kurzen BH-Behandlungszeiten einen hohen BH-Effekt erzielen zu können.

[0065] Die durch die vorliegende Erfindung zur Verfügung gestellten Stahlflachprodukte eignen sich besonders für Weiterverarbeitungsprozesse, die einen Kaltumformprozess und eine anschließende Wärmebehandlung bei Temperaturen unterhalb von 300 °C umfassen. Beispielhaft sei hier die Herstellung von Bauteilen für Automobilanwendungen genannt. Stahlflachprodukte werden dabei zu Bauteilen umgeformt, zum Beispiel mittels kathodischer Tauchlackierung

(KTL) lackiert und in einem weiteren Prozessschritt einer Wärmebehandlung zum Beispiel während des Lackeinbrennens unterzogen. Die Wärmebehandlung erfolgt üblicherweise als Erwärmung innerhalb eines Temperaturbereichs von typischerweise 120 bis 250 °C für einen Zeitraum von typischerweise 3 bis 40 Minuten. Für derartige Anwendungen sind die vorliegend erfindungsgemäßen Stahlflachprodukte besonders geeignet. Allerdings können die vorteilhaften Eigenschaften der erfindungsgemäßen Stahlflachprodukte auch für Produkte, die keiner Vorverformung unterzogen wurden, genutzt werden.

[0066] Im Folgenden wird die Erfindung anhand von Ausführungsbeispielen näher erläutert:

Zur Erprobung wurden fünf Schmelzen A-E der in Tabelle 1 angegebenen Zusammensetzungen erzeugt, aus welchen auf konventionelle Weise 10 Warmbänder mit einer Dicke von 1,8-2,5 mm erzeugt wurden. Dabei entsprechen die Schmelzen C und E den erfindungsgemäßen Vorgaben für die Stahlzusammensetzung, wohingegen die Schmelzen A, B und D zu geringe Si-Gehalte aufweisen.

[0067] Die Warmbänder wurden auf konventionelle Weise gebeizt und mit den in Tabelle 2a angegebenen Kaltwalzgraden "KWG" zu Kaltbändern verarbeitet. Die weitere Fertigung der Kaltbänder erfolgte entsprechend der in Tabelle 2a und Tabelle 2b gemachten Angaben. Dabei wurden die Kaltbänder jeweils mit einer ersten, schnelleren Aufheizrate "ThetaH1" auf eine Wendetemperatur "TW" erwärmt und dann mit einer zweiten, langsameren Aufheizrate "ThetaH2" auf Haltezonentemperatur "THZ" gebracht, auf welcher sie für die Dauer "tHZ" gehalten wurden. Danach wurden die Kaltbänder aus den Versuchen 1-9 zunächst langsam innerhalb einer Zeitspanne "tLK" auf eine Zwischentemperatur "TLK" abgekühlt, dann von der Zwischentemperatur "TLK" mit einer Abkühlrate "ThetaQ" schnell auf eine Kühlstopptemperatur "TAB" abgeschreckt, auf welcher sie für eine Dauer "tQ" gehalten wurden. Das Kaltband des Versuchs 10 wurde ohne langsame Abkühlung direkt mit einer Abkühlrate "ThetaQ" schnell auf die Kühlstopptemperatur "TAB" abgeschreckt und auf dieser Temperatur für die Dauer "tQ" gehalten. Anschließend wurden die Stahlflachprodukte über eine Zeit "tBT" einem Partitioning unterzogen, wobei sie mit einer Aufheizrate "ThetaB1" auf die Partitioningtemperatur "TB" erwärmt wurden. Abschließend wurden die Stahlflachprodukte mit einer Abkühlrate "ThetaB2" auf Raumtemperatur abgeschreckt. Es wurden 10 Versuche durchgeführt, von denen die Versuche 4, 8 und 10 den Vorgaben der Erfindung genügen.

[0068] Von den Versuchen 1-10 wurden Proben entnommen, an welchen das Gefüge untersucht und die mechanischen Eigenschaften geprüft wurden. Die Ergebnisse der Gefügeuntersuchungen sind in Tabelle 3 angegeben und die Ergebnisse der Prüfungen der mechanischen Eigenschaften sind in Tabelle 4 angegeben. Dabei bezeichnet "MA" den Anteil angelassenen Martensits am gesamten Gefüge, "M" den Anteil nicht angelassenen Martensits am gesamten Gefüge, "F" den Anteil Ferrits, "B" den Anteil Bainits, "RA" den Anteil Restaustenits. Die Begriffe Lanzettenlänge und Lanzettenbreite beziehen sich auf die Strukturen des Martensits.

[0069] Die Gefügeuntersuchungen erfolgten an Querschliffen bei 1/3t-Lage, d.h. an Schliffen, welche bei einem Drittel der Blechdicke entnommen wurden. Die Schliffe wurden für eine rasterelektronenmikroskopische (REM) Untersuchung präpariert und mit einer 3%-Nital-Ätzung behandelt. Aufgrund der Feinheit der Gefügestrukturen wurde das Gefüge mittels REM-Betrachtung bei 5000facher Vergrößerung charakterisiert. Die quantitative Bestimmung des Restaustenits wurde mittels Röntgenbeugung (XRD) nach ASTM E975 durchgeführt.

[0070] Die Prüfung der mechanischen Eigenschaften Dehngrenze "Rp02", Zugfestigkeit "Rm" und Dehnung "A80" erfolgte gemäß DIN EN ISO 6892:2009 an Proben, die keiner BH-Behandlung unterzogen wurden. Zur Prüfung der BH-Eigenschaften wurden Proben aus denselben Stahlflachprodukten entnommen und mit einer Vorverformung von 2% beaufschlagt und für 20 Minuten bei 170 °C angelassen. Die Prüfung des Bake-Hardening-Werts "BH2" erfolgte gemäß DIN EN 10325:2006. Die Prüfung der nach der BH-Behandlung vorliegenden Dehnung "A80_BH", welche auch als Restdehnung bezeichnet wird, erfolgte gemäß DIN EN ISO 6892:2009.

[0071] Die Versuche zeigen, dass die Differenz der Dehngrenze Rp02 vor der BH-Behandlung und der Streckgrenze nach der BH-Behandlung mit zunehmender Festigkeit des Stahlflachprodukts tendenziell zunimmt. Dies lässt sich auf den höheren Martensitanteil der härtesten Proben zurückführen. Bei vergleichbarer Festigkeit und Dehnung A80 weisen die erfindungsgemäßen Proben 4 und 8 einen höheren BH-Wert "BH2" und eine deutlich bessere Restdehnung "A80_BH" auf als ihre nicht erfindungsgemäß aus gleicher Schmelze hergestellten Vergleichsproben 5 und 9.

Tabelle 1

Schmelze	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Nb	Mo	N	Ti	B
<u>A</u>	0,142	<u>0,210</u>	1,63	0,012	0,0027	0,031	0,780	-	-	0,0027	0,037	0,0011
<u>B</u>	<u>0,072</u>	<u>0,260</u>	2,59	0,013	0,0021	0,029	0,690	-	0,11	0,0025	0,079	0,0013
C	0,158	1,180	1,99	0,014	0,0020	0,017	-	-	-	0,0016	0,015	0,0015
<u>D</u>	0,153	<u>0,420</u>	2,35	0,013	0,0025	0,710	0,720	0,027	-	0,0042	0,023	0,0014

EP 4 043 603 A1

(fortgesetzt)

Schmelze	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Nb	Mo	N	Ti	B
E	0,218	1,478	2,21	0,016	0,0023	0,024	0,173	-	-	0,0046	-	-

Angaben in Gew.-%, Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen.
Unterstrichene Werte liegen außerhalb der erfindungsgemäßen Vorgaben.

Tabelle 2a

Probe	Schmelze	A3 [°C]	TMS [°C]	KWG [%]	Theta H1 [K/s]	TW [°C]	ThetaH2 [K/s]	THZ [°C]	tHZ [s]
<u>1</u>	<u>A</u>	808	429	42	12	350	3,5	<u>780</u>	14
<u>2</u>	<u>B</u>	816	429	39	10	375	4,0	820	7
<u>3</u>	<u>B</u>	816	429	<u>25</u>	10	375	4,0	820	<u>18</u>
4	C	840	403	45	12	350	5,0	850	8
<u>5</u>	C	840	403	<u>29</u>	12	350	5,0	850	6
<u>6</u>	<u>D</u>	799	421	48	15	360	3,5	875	5
<u>7</u>	<u>D</u>	799	421	33	15	360	3,5	875	12
8	E	834	369	42	12	325	3,3	895	9
<u>9</u>	E	834	369	<u>25</u>	12	325	3,3	895	13
10	E	834	369	44	12	325	3,3	895	9

Unterstrichene Werte liegen außerhalb der erfindungsgemäßen Vorgaben

Tabelle 2b

Probe	Schmelze	TLK [°C]	tLK [s]	ThetaQ [K/s]	TAB [°C]	tQ [s]	TB [°C]	ThetaB1 [K/s]	tBT [s]	ThetaB2 [K/s]
<u>1</u>	<u>A</u>	685	<u>415</u>	33	410	25	425	65	15	20
<u>2</u>	<u>B</u>	690	<u>320</u>	34	390	15	440	35	30	15
<u>3</u>	<u>B</u>	690	<u>340</u>	34	390	55	440	50	25	33
4	C	710	129	38	355	30	455	25	150	25
<u>5</u>	C	710	75	38	355	<u>65</u>	455	15	80	29
<u>6</u>	<u>D</u>	715	185	31	340	20	437	70	120	15
<u>7</u>	<u>D</u>	715	290	31	340	45	437	45	70	34
8	E	685	45	33	330	55	445	30	200	35
<u>9</u>	E	685	<u>25</u>	33	330	10	445	5	15	27
10	E	*	*	39	330	50	450	30	180	33

Unterstrichene Werte liegen außerhalb der erfindungsgemäßen Vorgaben
* Keine Langsamkühlung durchgeführt

Tabelle 3

Probe	MA	M	F	B	RA	Lanzettenlänge [μm]	Lanzettenbreite [nm]
<u>1</u>	<u>25</u>	<u>30</u>	<u>40</u>	Sp.	2	3,5	400
<u>2</u>	<u>45</u>	<u>25</u>	<u>27</u>	0	<u>3</u>	7,5	<u>600</u>

(fortgesetzt)

Probe	MA	M	F	B	RA	Lanzettenlänge [μm]	Lanzettenbreite [nm]
<u>3</u>	<u>35</u>	<u>32</u>	<u>26</u>	0	7	<u>8,5</u>	<u>850</u>
4	70	15	7	Sp.	7	4,5	150
<u>5</u>	<u>60</u>	<u>28</u>	5	Sp.	6	<u>9,0</u>	<u>700</u>
6	70	20	8	Sp.	<u>2</u>	<u>8,0</u>	450
<u>7</u>	<u>55</u>	<u>35</u>	9	0	<u>1</u>	<u>11,5</u>	<u>650</u>
8	80	5	Sp.	Sp.	12	6,0	250
<u>9</u>	<u>65</u>	<u>25</u>	Sp.	Sp.	8	<u>9,5</u>	<u>750</u>
10	85	0	Sp.	Sp.	13	6,5	275
Unterstrichene Werte liegen außerhalb der erfindungsgemäßen Vorgaben. "Sp." steht für Spuren, d.h. Gefügeanteile von höchstens 2 Flächen-%. Angaben zu MA, M, F, B in Flächen-%. Angaben zu RA in Vol.-%.							

Tabelle 4

Probe	Rp02 [MPa]	Rm [MPa]	A80 [%]	BH2 [MPa]	A80_BH [%]
<u>1</u>	<u>475</u>	<u>810</u>	21	<u>28,3</u>	19,3
<u>2</u>	750	1050	12	83,78	<u>5,1</u>
<u>3</u>	720	1065	13	<u>65</u>	<u>5,1</u>
4	823	1060	18,1	85	15,3
<u>5</u>	791	1073	18,6	80	<u>7,5</u>
6	912	1217	7,8	123	<u>1,8</u>
7	940	1235	8,2	137,2	<u>2,4</u>
8	907	1204	13,3	158	12
9	825	1229	12,7	148	<u>5,1</u>
10	935	1225	13,1	151	10,4
Unterstrichene Werte liegen außerhalb der erfindungsgemäßen Vorgaben.					

Patentansprüche

1. Für eine Bake-Hardening-Behandlung geeignetes höchstfestes Stahlflachprodukt, das aus einem Stahl besteht, der neben Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen (in Gew.-%) aus

C: 0,1 - 0,5 %,

Si: 0,5 - 2,0 %,

Mn: 1,0 - 3,0 %,

Al: 0,01 - 1,5 %,

N: 0,001 - 0,008 %,

P: $\leq$ 0,02 %,

S: $\leq$ 0,005 %,

sowie optional aus einem oder mehreren der folgenden Elemente Cr: 0,01 - 1,0 %, Mo: 0,01 - 0,2 %, B: 0,001 - 0,01 %,

sowie optional aus in Summe 0,005 - 0,2 % V, Ti und Nb, wobei der Ti-Anteil nicht mehr als 0,10 % beträgt, besteht, wobei das Stahlflachprodukt ein Gefüge aufweist, das aus

- nicht mehr als 15 Flächen-% Ferrit,

EP 4 043 603 A1

- nicht mehr als 5 Flächen-% Bainit,
- mindestens 5 Volumen-% Restaustenit und
- mindestens 80 Flächen-% Martensit, von welchem mindestens 75 Flächen-% angelassener Martensit ist,

5 besteht, wobei bezogen auf den gesamten Anteil Martensit im Gefüge dieser für mindestens 90% des Martensits eine Martensitlanzettenlänge von höchstens 7,5 μm und eine Martensitlanzettenbreite von höchstens 1000 nm aufweist.

10 2. Stahlflachprodukt nach Anspruch 1 **dadurch gekennzeichnet, dass** der Kohlenstoffgehalt mindestens 0,14 Gew.-% beträgt.

3. Stahlflachprodukt nach Anspruch 1 oder 2 **dadurch gekennzeichnet, dass** die Summe des Si-Gehalts und der Hälfte des Al-Gehalts mindestens 0,9 Gew.-% beträgt.

15 4. Stahlflachprodukt nach einem der voranstehenden Ansprüche **dadurch gekennzeichnet, dass** der Si-Gehalt mindestens 0,5 Gew.-% beträgt.

5. Stahlflachprodukt nach einem der voranstehenden Ansprüche **dadurch gekennzeichnet, dass** der Si-Gehalt mindestens 0,9 Gew.-% beträgt.

20 6. Stahlflachprodukt nach einem der voranstehenden Ansprüche **dadurch gekennzeichnet, dass** der Al-Gehalt des Stahls des Stahlflachprodukts mindestens 0,02 Gew.-% beträgt.

25 7. Stahlflachprodukt nach einem der voranstehenden Ansprüche **dadurch gekennzeichnet, dass** der Al-Gehalt des Stahls des Stahlflachprodukts höchstens 0,2 Gew.-% beträgt.

30 8. Stahlflachprodukt nach einem der voranstehenden Ansprüche **dadurch gekennzeichnet, dass** es eine Dehngrenze R_{p02} von über 700 MPa oder eine Streckgrenze R_{eH} von über 700 MPa, eine Zugfestigkeit R_m von 950 - 1500 MPa, eine Dehnung A_{80} von 7 - 25 % und einen BH2-Wert, der nach einer Vorverformung von 2% und einem Anlassen für 20 Minuten bei 170°C gemäß DIN EN 10325:2006 bestimmt wird, von mindestens 80 MPa aufweist.

9. Stahlflachprodukt nach einem der voranstehenden Ansprüche **dadurch gekennzeichnet, dass** es mindestens auf einer Seite mit einem auf Zink basierendem Korrosionsschutzüberzug versehen ist.

35 10. Verfahren zum Herstellen eines für eine Bake-Hardening-Behandlung geeigneten höchstfesten Stahlflachprodukts umfassend folgende Arbeitsschritte:

40 a) Bereitstellen eines warmgewalzten Stahlflachprodukts, welches aus einem Stahl besteht, der neben Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen aus (in Gew.-%) 0,1 - 0,5 % C, 1,0 - 3,0 % Mn, 0,5 - 2,0 % Si, 0,01 - 1,5 % Al, 0,001 - 0,008 % N, bis zu 0,02 % P, bis zu 0,005 % S sowie optional aus einem oder mehreren der folgenden Elemente: 0,01 - 1,0 % Cr, 0,01 - 0,2 % Mo, 0,001 - 0,01 % B sowie optional aus in Summe 0,005 - 0,2 % V, Ti und Nb, wobei der Ti-Anteil nicht mehr als 0,10 % beträgt, besteht;

b) Beizen des warmgewalzten Stahlflachprodukts;

c) Kaltwalzen des Stahlflachprodukts mit einem Kaltwalzgrad von mindestens 37 %;

45 d) Erwärmen des kaltgewalzten Stahlflachprodukts auf eine Haltezonentemperatur THZ, welche oberhalb der A3-Temperatur des Stahls liegt und höchstens 950 °C beträgt, wobei das Aufheizen bis zu einer 200 - 400 °C betragenden Wendetemperatur TW mit einer Aufheizgeschwindigkeit Θ_{H1} von 5 - 50 K/s und oberhalb der Wendetemperatur TW mit einer Aufheizgeschwindigkeit Θ_{H2} von 2 - 10 K/s erfolgt;

e) Halten des Stahlflachprodukts für 5 - 15 s auf der Haltezonentemperatur THZ;

50 f) optionales Abkühlen des Stahlflachprodukts innerhalb von 30 - 300 Sekunden von der Haltezonentemperatur THZ auf eine mindestens 620 und höchstens 720°C betragende Zwischentemperatur TLK;

g) Abkühlen des Stahlflachprodukts mit einer Abkühlrate Θ_Q von mehr als durchschnittlich 5 K/s auf eine Kühlstopptemperatur TAB, welche zwischen der Martensitstarttemperatur TMS und einer Temperatur, die bis zu 175 °C kleiner als TMS ist, liegt;

55 h) Halten des Stahlflachprodukts auf der Kühlstopptemperatur TAB für 10 - 60 Sekunden;

i) Erwärmen des Stahlflachprodukts mit einer Aufheizrate Θ_{B1} , welche 1 - 80 K/s beträgt, auf eine 350 - 500 °C betragende Behandlungstemperatur TB und optionales isothermes Halten des Stahlflachprodukts auf der Behandlungstemperatur TB, wobei die Zeit für das Erwärmen und das optionale isotherme Halten insgesamt

EP 4 043 603 A1

10 - 1000 Sekunden beträgt;

j) Abkühlen des Stahlflachprodukts mit einer Abkühlrate Θ_{B2} von mehr als 5 K/s und weniger als 500 K/s auf Raumtemperatur

k) optionales Beschichten des Stahlflachprodukts in einem Schmelzbad entweder

k1) mittels Schmelztauchbeschichten vor dem Abkühlen in Arbeitsschritt j) oder

k2) mittels elektrolytischem Beschichten nach dem Abkühlen in Arbeitsschritt j).

11. Verfahren nach Anspruch 10 **dadurch gekennzeichnet, dass** der Kaltwalzgrad in Arbeitsschritt c) mindestens 42 % beträgt.

12. Verfahren nach Anspruch 10 oder 11 **dadurch gekennzeichnet, dass** das Stahlflachprodukt in Arbeitsschritt k) ein auf Zink basierendes Schmelzbad durchläuft.

13. Verfahren nach Anspruch 12 **dadurch gekennzeichnet, dass** die Schmelzbadzusammensetzung in Arbeitsschritt k) aus 1-2 Gew.-% Al, 1-2 Gew.-% Mg, Rest Zink und unvermeidbare Verunreinigungen besteht.

14. Verfahren nach einem der Ansprüche 10 bis 13 **dadurch gekennzeichnet, dass** die optionale Beschichtungsbehandlung in Arbeitsschritt k) in einem kontinuierlichen Ablauf erfolgt.

15. Verfahren nach einem der Ansprüche 10 bis 14 **dadurch gekennzeichnet, dass** die Abkühlrate Θ_{B2} in Arbeitsschritt j) mehr als 20 K/s beträgt.



EUROPÄISCHER RECHERCHENBERICHT

Nummer der Anmeldung

EP 22 15 9990

5

10

15

20

25

30

35

40

45

50

55

1

EPO FORM 1503 03.82 (P04C03)

EINSCHLÄGIGE DOKUMENTE			
Kategorie	Kennzeichnung des Dokuments mit Angabe, soweit erforderlich, der maßgeblichen Teile	Betrifft Anspruch	KLASSIFIKATION DER ANMELDUNG (IPC)
X	JP 2016 194138 A (KOBE STEEL LTD) 17. November 2016 (2016-11-17) * 0022, 0024, 0030, 0097, 0098, 0099, 0106; Tab. 1, C, Tab. 2, 38 *	1-15	INV. C22C38/00 C21D6/00 C21D8/00 C25D7/06
A	T. FUKUSHIMA: "Recent technological progress in High speed continuous annealing", TRANSACTIONS ISIJ, Bd. 25, 1. Januar 1985 (1985-01-01), Seiten 275-293, XP055490618, * S. 290, 3. *	1-15	C21D8/02 C21D8/04 C25D5/36 C23C2/28 C21D1/22 C22C38/02 C22C38/04 C22C38/06
A	WO 2016/177763 A1 (THYSSENKRUPP STEEL EUROPE AG [DE]; THYSSENKRUPP AG [DE]) 10. November 2016 (2016-11-10) * Anspruch 7 *	1-15	C22C38/12 C22C38/14 C22C38/18 C21D9/46 C23C2/00
A	JP 2015 224359 A (JFE STEEL CORP) 14. Dezember 2015 (2015-12-14) * Para. 0048, 0051, 0056, 0057; Tab. 1, Bsp. C-N; Tab. 2, Bsp. 11, 12, 14, 15 und 17-27 *	1-15	RECHERCHIERTE SACHGEBIETE (IPC)
A	WO 2017/155263 A1 (POSCO [KR]) 14. September 2017 (2017-09-14) * Tabellen 1-3 *	1-15	C22C C21D
Der vorliegende Recherchenbericht wurde für alle Patentansprüche erstellt			
Recherchenort Den Haag		Abschlußdatum der Recherche 6. Juli 2022	
		Prüfer Kreutzer, Ingo	
KATEGORIE DER GENANNTEN DOKUMENTE			
X : von besonderer Bedeutung allein betrachtet Y : von besonderer Bedeutung in Verbindung mit einer anderen Veröffentlichung derselben Kategorie A : technologischer Hintergrund O : nichtschriftliche Offenbarung P : Zwischenliteratur		T : der Erfindung zugrunde liegende Theorien oder Grundsätze E : älteres Patentdokument, das jedoch erst am oder nach dem Anmeldedatum veröffentlicht worden ist D : in der Anmeldung angeführtes Dokument L : aus anderen Gründen angeführtes Dokument & : Mitglied der gleichen Patentfamilie, übereinstimmendes Dokument	



EUROPÄISCHER RECHERCHENBERICHT

Nummer der Anmeldung

EP 22 15 9990

5

10

15

20

25

30

35

40

45

50

55

1

EPO FORM 1503 03.82 (P04C03)

EINSCHLÄGIGE DOKUMENTE			
Kategorie	Kennzeichnung des Dokuments mit Angabe, soweit erforderlich, der maßgeblichen Teile	Betrifft Anspruch	KLASSIFIKATION DER ANMELDUNG (IPC)
			C23C2/04 C23C2/06 C23C2/34 C23C2/40 C21D9/48
			RECHERCHIERTE SACHGEBIETE (IPC)
Der vorliegende Recherchenbericht wurde für alle Patentansprüche erstellt			
Recherchenort Den Haag		Abschlußdatum der Recherche 6. Juli 2022	Prüfer Kreutzer, Ingo
KATEGORIE DER GENANNTEN DOKUMENTE X : von besonderer Bedeutung allein betrachtet Y : von besonderer Bedeutung in Verbindung mit einer anderen Veröffentlichung derselben Kategorie A : technologischer Hintergrund O : nichtschriftliche Offenbarung P : Zwischenliteratur		T : der Erfindung zugrunde liegende Theorien oder Grundsätze E : älteres Patentdokument, das jedoch erst am oder nach dem Anmeldedatum veröffentlicht worden ist D : in der Anmeldung angeführtes Dokument L : aus anderen Gründen angeführtes Dokument & : Mitglied der gleichen Patentfamilie, übereinstimmendes Dokument	

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

EP 22 15 9990

5 In diesem Anhang sind die Mitglieder der Patentfamilien der im obengenannten europäischen Recherchenbericht angeführten Patentdokumente angegeben.
 Die Angaben über die Familienmitglieder entsprechen dem Stand der Datei des Europäischen Patentamts am
 Diese Angaben dienen nur zur Unterrichtung und erfolgen ohne Gewähr.

06-07-2022

10

15

20

25

30

35

40

45

50

55

EPO FORM P0461

Im Recherchenbericht angeführtes Patentdokument	Datum der Veröffentlichung	Mitglied(er) der Patentfamilie	Datum der Veröffentlichung
JP 2016194138 A	17-11-2016	CN 107429370 A	01-12-2017
		EP 3279362 A1	07-02-2018
		JP 6554396 B2	31-07-2019
		JP 2016194138 A	17-11-2016
		KR 20170131606 A	29-11-2017
		US 2018037964 A1	08-02-2018

WO 2016177763 A1	10-11-2016	CN 107580634 A	12-01-2018
		EP 3292228 A1	14-03-2018
		ES 2820348 T3	20-04-2021
		JP 6788612 B2	25-11-2020
		JP 2018518593 A	12-07-2018
		KR 20180003581 A	09-01-2018
		US 2019119774 A1	25-04-2019
		WO 2016177420 A1	10-11-2016

JP 2015224359 A	14-12-2015	JP 6179461 B2	16-08-2017
		JP 2015224359 A	14-12-2015

WO 2017155263 A1	14-09-2017	CN 108779537 A	09-11-2018
		EP 3428302 A1	16-01-2019
		JP 2019512600 A	16-05-2019
		KR 101767818 B1	11-08-2017
		US 2019071746 A1	07-03-2019
		WO 2017155263 A1	14-09-2017

EPO FORM P0461

Für nähere Einzelheiten zu diesem Anhang : siehe Amtsblatt des Europäischen Patentamts, Nr.12/82

IN DER BESCHREIBUNG AUFGEFÜHRTE DOKUMENTE

Diese Liste der vom Anmelder aufgeführten Dokumente wurde ausschließlich zur Information des Lesers aufgenommen und ist nicht Bestandteil des europäischen Patentdokumentes. Sie wurde mit größter Sorgfalt zusammengestellt; das EPA übernimmt jedoch keinerlei Haftung für etwaige Fehler oder Auslassungen.

In der Beschreibung aufgeführte Patentdokumente

- US 20130240094 A1 [0008]
- US 2017009315 A1 [0010]