

(19)



(11)

**EP 4 261 309 A1**

(12)

**EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG**

(43) Veröffentlichungstag:  
**18.10.2023 Patentblatt 2023/42**

(21) Anmeldenummer: **22168199.2**

(22) Anmeldetag: **13.04.2022**

(51) Internationale Patentklassifikation (IPC):  
**C22C 38/02** <sup>(2006.01)</sup> **C22C 38/04** <sup>(2006.01)</sup>  
**C21D 1/19** <sup>(2006.01)</sup> **C21D 1/26** <sup>(2006.01)</sup>  
**C21D 8/04** <sup>(2006.01)</sup> **C21D 9/48** <sup>(2006.01)</sup>

(52) Gemeinsame Patentklassifikation (CPC):  
**C22C 38/02; C21D 1/19; C21D 1/26; C21D 8/0405;**  
**C21D 8/0426; C21D 8/0463; C21D 8/0473;**  
**C21D 9/48; C22C 38/04; C21D 2211/002;**  
**C21D 2211/005; C21D 2211/008**

(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**  
 Benannte Erstreckungsstaaten:  
**BA ME**  
 Benannte Validierungsstaaten:  
**KH MA MD TN**

(71) Anmelder: **ThyssenKrupp Steel Europe AG**  
**47166 Duisburg (DE)**

(72) Erfinder:  
 • **Dagdeviren, Tayfun**  
**58099 Hagen (DE)**  
 • **Schirmer, Matthias**  
**40227 Düsseldorf (DE)**

- **Thomas, Dr. Ingo**  
**47119 Duisburg (DE)**
- **Bäumer, Dr. Annette**  
**47051 Duisburg (DE)**
- **Marx, Dr. Volker**  
**47167 Duisburg (DE)**
- **Mattissen, Dr. Dorothea**  
**45478 Mülheim an der Ruhr (DE)**
- **Krafczyk, Darius**  
**47441 Moers (DE)**

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

(54) **KALTGEWALZTES STAHLFLACHPRODUKT UND VERFAHREN ZUR HERSTELLUNG EINES KALTGEWALZTEN STAHLFLACHPRODUKTS**

(57) Die Erfindung betrifft ein kaltgewalztes Stahlflachprodukt und dessen Herstellungsprozess. Das Stahlflachprodukt besteht aus einem Stahl mit 0,02 - 0,25 % C, 0,05 - 0,8 % Si, 1,0 - 3,0 % Mn und optional Ni ≥ 0,01 %, und weist ein Verhältnis der Großwinkelkorngrenzenlängen zu Kleinwinkelkorngrenzenlängen mit mehr als 4,0 auf. Die Marciniak-Lochaufweitung (LAW) des Stahlflachprodukts beträgt mindestens 9,0%. Während des

Herstellungsprozesses wird das Stahlflachprodukt nach dem Kaltwalzen auf eine Glühtemperatur von über 800 °C mit einer mittleren Aufheizintensität zwischen 200 °C

und 800 °C von mindestens  $2900 \frac{kJ}{s \cdot mm}$  gebracht. Das anschließende Abkühlen auf Raumtemperatur kann optional in zwei Schritten erfolgen. Optional kann das Stahlflachprodukt beschichtet werden.

**EP 4 261 309 A1**

## Beschreibung

**[0001]** Auf Grund steigender Leichtbauanforderungen im Automobilbau kommen zunehmend hoch- und höchstfeste Stähle für die Fahrzeugkarosserie zum Einsatz. Die Entwicklung geeigneter Stahlwerkstoffe verfolgt dabei eine optimale Kombination höchster Festigkeit bei gleichzeitig guter Duktilität. Hierzu werden Stähle verwendet, bei denen ein komplexes Mehrphasengefüge eingestellt wird. Allerdings zeigen diese Stähle eine hohe Kantenrissempfindlichkeit speziell an gestanzten Bauteilen. Kritische Herstellungsprozesse sind dabei das Biegen, Tiefziehen, Schneiden und Stanzen. Die Lochaufweitung stellt ein Verfahren zur Untersuchung und Beurteilung der Kantenrissempfindlichkeit und des lokalen Dehnungsvermögens eines Materials dar und erlaubt die Simulation vergleichbarer Beanspruchungen an Realbauteilen z.B. im Bereich von Entlastungslöchern.

**[0002]** Die Erfindung betrifft ein kaltgewalztes Stahlflachprodukt das eine niedrige Kantenrissempfindlichkeit und eine gute Umformbarkeit, hier gekennzeichnet durch eine hohe Marciniak-Lochaufweitung (LAW), bei hoher Zugfestigkeit  $R_m$ , Dehngrenze  $R_p$  und Bruchdehnung A80 aufweist.

**[0003]** Aus dem Stand der Technik sind Dualphasen-Stähle (DP-Stähle) mit einer guten Lochaufweitung nach ISO 16630 bekannt, wie zum Beispiel in der Anmeldung WO 2013/182622. Allerdings stellt dieser Lochaufweitungstest die realen Umformungen im Automobilbau nicht ausreichend dar. Der Marciniak-Lochaufweitungstest bietet die Möglichkeit praxisingerecht, nah an der wirklichen späteren Umformungsrealität, die DP-Stähle zu testen. Hierbei zeigt sich die Notwendigkeit die bekannten DP-Stähle zu verändern, um ein besonderes Gefüge einzustellen, welches geeignet ist für die Beanspruchung im Automobilbau. Ein solcher Stahl mit besonderem Gefüge ist Gegenstand dieser Erfindung.

**[0004]** Bei den in der Erfindung beschriebenen Stahlflachprodukten handelt es sich typischerweise um Walzprodukte, wie Stahlbänder oder Bleche sowie daraus hergestellte Zuschnitte und Platinen.

**[0005]** In der vorliegenden Anmeldung sind alle Angaben zu Gehalten bezüglich der Stahlzusammensetzung 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.

**[0006]** Mit Ausnahme der auf das Volumen (Angabe in "Vol.-%") bezogenen Angaben zum Restaustenitgehalt des Gefüges eines erfindungsgemäßen Blechformteils beziehen sich Angaben zu den Gehalten der verschiedenen Gefügebestandteile jeweils auf die Fläche eines Schiffs einer Probe des jeweiligen Erzeugnisses (Angabe in Flächenprozent "Flächen-%"), soweit nicht ausdrücklich anders angegeben.

**[0007]** Das Gefüge wird an Querschliffen bestimmt, die einer Ätzung mit 3% Nital (alkoholische Salpetersäure) unterzogen werden. Die Gefügebestimmung erfolgt im Rasterelektronenmikroskop bei 5000-facher Vergrößerung für die Bestimmung des Anteils des plattenartigen und anderen nicht plattenartigen Bainits und bei 20.000- bis 50.000-facher Vergrößerung für die Bestimmung der Plattenlänge, -breite und des Plattenabstands. Der Anteil an Restaustenit wird röntgendiffraktometrisch bestimmt.

**[0008]** Die Korngrenzen des Gefüges wird mit einem Electron Backscatter Diffraction (EBSD) bestimmt. Dafür werden Proben aus der 1/3 -Lage der Banddicke des Stahlflachprodukts entnommen. Diese Proben werden eingebettet und als Längsschliff präpariert. Direkt vor der EBSD Untersuchung wird die Oberfläche nochmal in einem Politurschritt behandelt. Die EBSD Messung erfolgt in einem  $90 \times 90 \mu\text{m}$  großen Messfeld in  $0,1 \mu\text{m}$  Schritten. In den aufgenommenen Daten werden Großwinkel- und Kleinwinkelkorngrenzen bestimmt. Als Kleinwinkelkorngrenze wird eine Korngrenze bezeichnet, die ein Grenze zwischen zwei Körnern mit einem kleinen Orientierungsunterschied ist. Die Kleinwinkelkorngrenze ist definiert bis zu einem Rotationswinkel  $\theta$  bis einschließlich  $15^\circ$ . In der vorliegenden Erfindung werden Missorientierungen unterhalb von fünf Grad ( $\theta < 5$ ) nicht als Korngrenze gewertet. Oberhalb eines Rotationswinkels  $\theta$  von  $15^\circ$  werden die Korngrenzen als Großwinkelkorngrenzen bezeichnet. Für alle Großwinkel- und Kleinwinkelkorngrenzen werden die Korngrenzenlänge bestimmt, indem der Analysesoftware TSL OIM Analyses 8.0 der Fa. Ametek die beschriebene Definition der Kleinwinkel- und Großwinkelkorngrenzen vorgegeben und dann die Korngrenzenlängen für den Messbereich automatisch bestimmt werden.

**[0009]** Mechanische Eigenschaften, wie Zugfestigkeit  $R_m$ , Streckgrenze  $R_{p0,2}$ , Bruchdehnung A80, die hier berichtet werden, sind im Zugversuch gemäß DIN-EN ISO 6982-1 ermittelt worden, soweit nicht ausdrücklich anders angegeben.

**[0010]** Für den Marciniak-Lochaufweitungstest wird aus dem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt Platinen in der Größe von ca.  $220\text{mm} \times 200\text{mm}$ , allerdings mindestens in der Größe von ca.  $180\text{mm} \times 180\text{mm}$ , geschnitten. In die Platine wird ein Stanzloch im Durchmesser von 20 mm durch ein mechanisches Scherschneiden erzeugt. Es werden für alle Proben identische Schneidparameter eingestellt. Die Breite des Schneidspalts liegt im Bereich von 10 bis 12 % der Dicke des untersuchten Stahlflachprodukts. Durch die Verwendung von identisch gestanzten Stanzlöchern ist ein Einfluss durch den Schneidprozess ausgeschlossen und es werden identische Bedingungen für alle Stempelgeometrien erreicht. Es wird nun das Marciniakwerkzeug mit einem Flachbodenstempel mit einem Durchmesser von 100 mm und einem Stempelkopfradius von 13 mm verwendet. Mittels des Werkzeuges wird das Stanzloch aufgeweitet. Verglichen damit wird bei einem Lochaufweitungversuch nach ISO 16630 ein Loch mittels einer Kegelsstempel aufgeweitet. In dem hier angewendeten Marciniak-Lochaufweitungsverfahren bilden sich durch den Flachbodenstempel niedrige Dehnungsgradienten orthogonal zur Kante, die der Umformsituation im Presswerk sehr nahekommen.

**[0011]** Die Vermessung der Lochdurchmesser erfolgt mit einer Kamera der Firma IDS Typ UI-1240ML-M-GL mit einem telezentrischen Objektiv (TC13080 der Firma Opto Engineering). Um eine ausreichende Beleuchtung sicherzustellen wird optional ein Beleuchtungsring an der Kamera angebracht. Der Abstand der Kamera zur Probe ist so zu wählen, dass eine ausreichende Bildauflösung in Auswertebereich erzielt wird. Der Durchmesser des ausgeweiteten Lochs sollte >50% der Bildachsen ausfüllen. Der Versuch wird mit einer Niederhaltekraft von 400 kN und einer Ziehgeschwindigkeit von  $1 \pm 0,2$  mm/s ausgeführt, bis ein Riss oder eine Einschnürung vorlag. Während des Versuches werden Bilder in einer Frequenz von 10 Hz aufgenommen. In der Auswertung wird das letzte Bild ausgewählt, auf dem noch keine Einschnürung oder Riss zu sehen ist. Um den Lochdurchmesser D zu bestimmen werden die Innenkanten des Lochdurchmessers in quer, längs und 2-mal diagonal zur Richtung bestimmt. Diese bestimmten Lochdurchmesser werden dann gemittelt. Dies wird mindestens an 3 Löchern wiederholt und ebenfalls gemittelt. Der gemittelte Lochdurchmesser wird mit dem Referenzlochdurchmesser verglichen und daraus eine Lochaufweitung  $LAW = D - D_0 / D_0 \cdot 100$  bestimmt.

**[0012]** Aufgabe der vorliegenden Erfindung ist es das Gefüge in einem DP-Stahl so einzustellen, dass der Stahl für die Beanspruchung im Automobilbau, d.h. mit einer hohen Marciniak-Lochaufweitung (LAW) von mindestens 9,0%, geeignet ist. Gelöst wird die Aufgabe durch das Einstellen eines besonderen Verhältnisses von Großwinkelkorngrenzenlängen zu Kleinwinkelkorngrenzenlängen.

**[0013]** Die Erfindung beschreibt ein kaltgewalztes Stahlflachprodukt, das

aus einem Stahl mit der nachfolgend angegebenen Zusammensetzung bestehend aus (in Gew.-%)

C: 0,02 - 0,25 %,  
Si: 0,05 - 0,8 %,  
Mn: 1,0 - 3,0 %,  
P: maximal 0,04 %  
S: maximal 0,01 %  
N: maximal 0,01 %

besteht.

Optional eines oder mehrere der folgenden Elemente aus der Gruppe "Al, Cr, Cu, Nb, Mo, Ni, Ti, V, B, Co, W":

Al: 0,05 - 1,0 %  
Cr: 0,10 - 1,0 %  
Cu: 0,01 - 0,5 %  
Nb: 0,0005 - 0,1 %  
Mo: 0,001 - 0,1 %  
Ni: 0,01 - 0,2 %  
Ti: 0,001 - 0,1 %  
V: 0,0001 - 0,1 %  
B: 0,0002 - 0,005 %  
Mg: 0,0003 - 0,5 %  
Ca: 0,0001 - 0,1 %  
Co: 0,001 - 0,1 %  
W: 0,01 - 0,3 %

und optional einem oder mehrere Elemente aus der Gruppe der seltenen Erden Metalle (SEM) mit der Maßgabe:

- Summe aller SEM: maximal 0,5 %

Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen,

wobei das Verhältnis der Großwinkelkorngrenzenlängen zu Kleinwinkelkorngrenzenlängen mehr als 4,0 beträgt.

**[0014]** Kohlenstoff "C" ist in dem erfindungsgemäßen Stahl in Gehalten von 0,02 % bis 0,25 % enthalten. Kohlenstoff sorgt im erfindungsgemäßen Stahl für eine hohe Festigkeit, in dem es bei der Martensitbildung eine entscheidende Rolle spielt und das Gebiet in dem Austenit gebildet wird, erweitert. Hierbei wurde eine optimierte Einstellung bei Werten von  $C \geq 0,140$  % gefunden, da sich ab diesem Wert ausreichend Martensitanteile bzw. ausreichend harter Martensit bilden, um die Festigkeit weiter zu erhöhen. Ist der Kohlenstoffgehalt allerdings zu groß, bilden sich zu verstärkt große Karbide, die für die Festigkeitssteigerung unwirksam sind. Zudem wird die Schweißbarkeit verringert. Aus diesem Grund ist der

Kohlenstoffgehalt in der vorliegenden Erfindung auf 0,25 %, bevorzugt auf 0,17 % begrenzt.

**[0015]** Silizium "Si" ist ein wichtiger Mischkristallhärter. Zudem wird es zur Einstellung des besonderen Gefüges in dieser Erfindung benötigt, denn es verzögert die Zementitausscheidung und unterdrückt somit die Perlitbildung. Außerdem kann es den Restaustenitgehalt erhöhen, der später im Verfahren in Martensit umgewandelt werden kann. Für diese Wirkung und einen erhöhten Korrosionswiderstand hat sich ein Anteil von mindestens gleich 0,05 %, und besonders ein Anteil von mindestens gleich 0,11 %, als besonders wirksam herausgestellt. Ein zu hoher Siliziumgehalt führt andererseits dazu, dass Korngrenzenoxidation auftritt und die Beschichtbarkeit und Oberflächeneigenschaften verschlechtern kann. Außerdem können bei einem zu hohen Siliziumgehalt Rekristallisationsvorgänge verzögert werden, was sich auf das Verhältnis der Groß- und Kleinwinkelkorngrenzen auswirkt. Daher ist der Gehalt von Silizium auf 0,8 %, bevorzugt 0,6 %, besonders bevorzugt 0,45 %, begrenzt.

**[0016]** Im erfindungsgemäßen Stahl ist Mangan "Mn" enthalten. Mit einem Gehalt ab 1,0 %, ermöglicht Mn die Martensitbildung, da die Perlitbildung unterdrückt wird. Als vorteilhaft hat sich ein Anteil von mindestens gleich 1,2 % und besonders vorteilhaft ein Anteil von mindestens gleich 1,5 % herausgestellt. Allerdings kann ein zu hoher Mn Anteil zu starken Seigerungen führen, weswegen der Mn-Anteil auf 3,0 % beschränkt ist. Außerdem schränkt ein hoher Mn-Anteil die Schweißseignung stark ein und verringert den Korrosionswiderstand. Daher hat sich ein Mn-Anteil von maximal 2,5 % und insbesondere von 2,3 % als besonders vorteilhaft herausgestellt.

**[0017]** Die Zugabe von Phosphor "P" schränkt die Schweißseignung stark ein und sollte daher auf 0,04 % beschränkt sein, wobei Gehalte von 0,025 %, insbesondere von 0,022 % besonders vorteilhaft sind. Im erfindungsgemäßen Stahl hat es sich herausgestellt, dass es vorteilhaft sein kann, wenn P mit mindestens gleich 0,002 %, insbesondere 0,006 %, enthalten ist, da dadurch die Mischkristallhärtung festigt wird.

**[0018]** Schwefel "S" kann zur Bildung von Mn-Sulfiden führen, welche die Umformbareigenschaften stark verschlechtern. Daher ist im erfindungsgemäßen Stahl der Gehalt auf 0,01 % beschränkt, wobei eine Beschränkung auf 0,005 % und insbesondere auf 0,003 % vorteilhaft sein kann. Eine Verunreinigung mit Schwefel lässt sich während der Stahlherstellung nicht komplett vermeiden.

**[0019]** Stickstoff "N" kann bei Gehalten über 0,010 % zur Bildung von groben Ti- und Al-Nitriden führen. Zur Vermeidung dieser Nitride hat sich ein maximaler Gehalt von 0,007 % als besonders vorteilhaft herausgestellt. Während der Stahlherstellung lässt sich eine Verunreinigung durch Stickstoff nicht komplett vermeiden.

**[0020]** Neben den zuvor erläuterten Verunreinigungen P, S, und N können auch noch weitere Elemente als Verunreinigungen im Stahl vorhanden sein. Diese weiteren Elemente werden unter den "unvermeidbaren Verunreinigungen" zusammengefasst. Bevorzugt beträgt der Gehalt an diesen "unvermeidbaren Verunreinigungen" in Summe maximal 0,2 %, bevorzugt maximal 0,1 %. Die nachfolgend beschriebenen optionalen Legierungselemente "Al, Cr, Cu, Nb, Mo, Ni, Ti, V, B, Co, W", für die eine Untergrenze angegeben ist, können auch in Gehalten unterhalb der jeweiligen Untergrenze als unvermeidbare Verunreinigungen im Stahlsubstrat vorkommen. In dem Fall werden sie ebenfalls zu den "unvermeidbaren Verunreinigungen" gezählt, deren Gesamtgehalt auf maximal 0,2 %, bevorzugt maximal 0,1 % begrenzt ist.

**[0021]** Aluminium "Al" kann dem erfindungsgemäßen Stahl hinzugefügt werden, um den Korrosionswiderstand zu erhöhen und den Restaustenitanteil zu erhöhen. Ein höher Restaustenitanteil ergibt sich bei Zugabe von Aluminium durch eine Verzögerung der Bildung von Zementitausscheidungen. Es hat sich hierfür im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt ein Aluminiumanteil von größer gleich 0,05 % als vorteilhaft herausgestellt. Andererseits kann ein zu hoher Aluminiumanteil zu einer Bildung von groben Al-Nitriden führen, die zu einer versprödhenden Wirkung und damit zu einer schlechteren Umformbarkeit führen. Zudem können höhere Al-Gehalte zu einem schlechteren Gießverhalten führen, da Aluminiumverbindungen zu Clogging führen können. In der vorliegenden Erfindung ist daher eine Begrenzung des Aluminiumgehaltes auf 1,0 %, bevorzugt 0,8 %, vorgesehen.

**[0022]** Durch Zugabe von Chrom "Cr" kann die Bainitbildung verzögert werden, wodurch in dem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt ein höherer Martensitanteil erreicht wird. Außerdem wird die Härtebarkeit durch Chrom erhöht. Ein Chromanteil von größer gleich 0,10 % hat sich als besonders vorteilhaft herausgestellt. Chrom kann allerdings durch die Bildung von Cr-Oxiden zu Korngrenzenoxidation führen. Daher ist der Chromgehalt hier auf 1,0 %, bevorzugt 0,9 %, begrenzt.

**[0023]** Die Zugabe von Kupfer "Cu" in das erfindungsgemäße Stahlflachprodukt verbessert die Korrosionsbeständigkeit und kann sehr feine festigkeitssteigernde Cu-Ausscheidungen bilden. Daher kann eine Zugabe von mindestens gleich 0,01 % vorteilhaft in der vorliegenden Erfindung sein. Allerdings sollte der Kupfergehalt auf 0,5 % begrenzt sein, da ansonsten im Warmwalzprozess zur sogenannten Rotbrüchigkeit, d.h. es bilden sich Risse in der Bramme, kommen kann.

**[0024]** Optional kann dem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt Niob "Nb" hinzugefügt werden. Bei Zugabe von Niob in geringen Mengen bilden sich feine, festigkeitssteigernde Kohlenstoffnitride. Hierbei hat sich ein Gehalt von mindestens gleich 0,0005 % als vorteilhaft herausgestellt. Der festigkeitssteigernde Effekt der Kohlenstoffnitride erschöpft sich allerdings, sobald der Niobgehalt zu groß wird. Außerdem können hohe Gehalte von Niob die Kaltformbarkeit und die Schweißseigenschaften verschlechtern. Hier hat sich ein Gehalt von maximal 0,1 %, bevorzugt 0,007 %, als vorteilhaft herausgestellt.

**[0025]** Molybdän "Mo" bildet ebenfalls bei geringen Mengen feine, festigkeitssteigernde Kohlenstoffnitride. Daher hat sich eine Zugabe von größer gleich 0,001 % als vorteilhaft herausgestellt. Der festigkeitssteigernde Effekt der Kohlenstoffnitride erschöpft sich allerdings, sobald der Molybdängehalt zu groß wird. Außerdem können hohe Gehalte von Molybdän die Kaltformbarkeit und die Schweißseigenschaften verschlechtern. Hier hat sich ein Gehalt von maximal 0,1

%, bevorzugt 0,050 %, besonders bevorzugt 0,007 %, als vorteilhaft herausgestellt.

**[0026]** Nickel "Ni" erhöht die Menge und Stabilität des Austenits und mindert die Rotbrüchigkeit mit Cu. Außerdem kann Nickel die Marciniak-Lochaufweitung (LAW) verbessern. Daher wird dem erfindungsgemäßen Stahlfachprodukt optional mindestens gleich 0,01 %, besonders vorteilhaft 0,015 % Ni, hinzugefügt. Aus Kostengründen soll die Zugabe allerdings möglichst gering auf maximal 0,2 %, bevorzugt 0,1 % und besonders bevorzugt auf 0,06 % begrenzt werden.

**[0027]** Titan "Ti" bindet Stickstoff im Stahl und verhindert somit die Bildung versprödnender Bornitride. Außerdem kann Titan bei geringer Menge auch festigkeitssteigernde Kohlenstoffnitride bilden. Hier hat sich eine Zugabe von größer gleich 0,001 %, bevorzugt 0,004 %, als vorteilhaft herausgestellt. Bei einer zu hohen Zugabe von Titan erschöpft sich der Vorteil der festigkeitssteigernden Kohlenstoffnitride, da sie zu groß werden. Des Weiteren können sich grobe versprödnende Ti-Nitride bilden. Eine Begrenzung des Titangehaltes auf maximal 0,1 %, bevorzugt 0,03 % und besonders bevorzugt 0,006 % hat sich für das erfindungsgemäße Stahlfachprodukt als vorteilhaft erwiesen.

**[0028]** Optional kann dem erfindungsgemäßen Stahl Vanadium "V" hinzugefügt werden, welches in geringen Mengen ebenfalls feine Kohlenstoffnitride bildet. Die Kohlenstoffnitride können die Korngrenzen pinnen. Durch das Pinnen wird die Kornvergrößerung bei hohen Temperaturen vermindert, was positiv auf das Verhältnis Großwinkelkorngrenzenlängen zu Kleinwinkelkorngrenzenlängen wirkt. Hierzu wird dem erfindungsgemäßen Stahl mindestens gleich 0,0001 %, bevorzugt 0,002 %, Vanadium hinzugefügt. Bei einer zu hohen Zugabe von Vanadium werden die Kohlenstoffnitridausscheidungen größer und somit unwirksam. Außerdem ist die Menge der Zugabe von Vanadium aus Kostengründen begrenzt. Im erfindungsgemäßen Stahl ist die Menge auf 0,1 %, bevorzugt 0,030 % und besonders bevorzugt auf 0,0015 % begrenzt.

**[0029]** Die Zugabe von Bor "B" führt zu einer Festigkeitssteigerung. Dafür können dem erfindungsgemäßen Stahl mindestens gleich 0,0002 %, besonders bevorzugt mindestens 0,001 %, hinzugefügt werden. Bei einer zu hohen Zugabemenge von Bor bilden sich Eisenboride. Diese Eisenboride können bei ca. 1200° C schmelzen und ein Materialversagen hervorrufen. Aus diesem Grund ist der Boranteil im erfindungsgemäßen Stahl auf 0,005 %, bevorzugt 0,0015 %, begrenzt.

**[0030]** Die optionale Zugabe von Magnesium "Mg" kann entschwefelnd und desoxidierend wirken. Daher kann dem erfindungsgemäßen Stahl 0,0003 % hinzugefügt werden. Aus Kostengründen wird die Mg Zugabe begrenzt auf maximal 0,5% Mg, bevorzugt 0,1 % besonders bevorzugt 0,003 %.

**[0031]** Kalzium "Ca" kann dem erfindungsgemäßen Stahlfachprodukt zugeführt werden, um den freien Schwefel abzubinden. Freier Schwefel segregiert zu den Korngrenzen und führt dadurch zum Versagen des Materials, d.h. die Marciniak-Lochaufweitung verschlechtert sich. Daher kann dem erfindungsgemäßen Stahlfachprodukt eine optionale Menge von mindestens gleich 0,0001 % hinzugefügt werden. In hohen Mengen ist Kalzium im Stahlfachprodukt nicht mehr löslich, weswegen die Zugabe auf maximal 0,1 %, bevorzugt 0,010 %, besonders bevorzugt 0,003 % begrenzt wird.

**[0032]** Kobalt "Co" erhöht die Menge und die Stabilität des Austenits. Als besonders vorteilhaft hat sich eine Kobaltzugabe von mindestens gleich 0,001 % erwiesen. Aus Kostengründen sollen dem erfindungsgemäßen Stahl maximal 0,1 %, bevorzugt 0,010 %, besonders bevorzugt 0,0007 %, Kobalt hinzugefügt werden.

**[0033]** Wolfram "W" wirkt im erfindungsgemäßen Stahl entschwefelnd und desoxidierend. Außerdem können mit Hilfe von Wolfram festigkeitssteigernde Karbide gebildet werden. Optional kann daher Wolfram mit mindestens gleich 0,01 % hinzugefügt werden. Aus Kostengründen wird in der vorliegenden Erfindung maximal 0,3 % Wolfram eingesetzt.

**[0034]** Im erfindungsgemäßen Stahlfachprodukt können optional die seltenen Erden Metalle (SEM) wie z.B.: Cer "Ce", Lanthan "La" und Yttrium "Y" in Summe mit einem Maximalgehalt von 0,5 % enthalten sein. Größere Gehalte der SEM können zu Problemen beim Gießen des Stahls führen. Vorteilhaft ist eine minimale Summe aller SEM Elemente von mindestens gleich 0,003 %, da dies eine entschwefelnde sowie desoxidierende Wirkung hat.

**[0035]** Das erfindungsgemäße Stahlfachprodukt kann eine Kohlenstoffäquivalent  $C_{\text{äq}}$

$$C_{\text{äq}} = C + \frac{1}{6}\text{Mn} + \frac{1}{5}\text{Mo} + \frac{1}{15}\text{Ni} + \frac{1}{5}\text{Cr} + \frac{1}{5}\text{V} + \frac{1}{15}\text{Cu},$$

von mindestens gleich 0,20 %, bevorzugt von 0,30 %, besonders bevorzugt 0,35 % aufweisen. Allerdings sollte das Kohlenstoffäquivalent maximal bei 1,30 %, bevorzugt 0,70 % liegen, da sonst während des Schweißens mit einer zu hohen Neigung zu Rissen im Schweißgut oder der Wärmeeinflusszone zu rechnen ist. Zudem kann die Wärmeeinflusszone erheblich verspröden. Beim Widerstandpunktschweißen ist es auch wünschenswert das Kohlenstoffäquivalent möglichst gering einzustellen, um ein Schweißen unter industriellen Bedingungen zu gewährleisten.

**[0036]** Das erfindungsgemäße kaltgewaltes Stahlfachprodukt insbesondere nach dem erfindungsgemäßen Verfah-

ren ist dadurch gekennzeichnet, dass der Stahl ein mindestens aus zwei Phasen bestehendes Gefüge aufweist, das mehr als 5 % Martensit und mehr als 20 % Ferrit sowie bis zu 65% Bainit und bis zu 10 % Restaustenit umfasst. In einer bevorzugten Ausführung ist der Martensitanteil auf 90% und besonders bevorzugt 80% begrenzt, um eine ausreichende Duktilität für die Bauteilformung zu gewährleisten. Der Martensitgehalt besteht bevorzugt aus frischem und angelassenem Martensit. In einer besonderen Ausführungsform bei Martensitgehalten größer 50 % können bis zu 10 % des Martensits als angelassener Martensit vorliegen. Außerdem kann insbesondere der Ferritanteil auf 80 % begrenzt sein, damit die gewünschte Festigkeit eingestellt werden kann. Bei einer Weiterbildung ist der Ferritgehalt mindestens gleich 30%. In einer besonderen Ausführung ist der Bainitanteil auf maximal 20 % begrenzt.

**[0037]** Die Mikrostruktur des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts weist ein besonderes Verhältnis der Großwinkelkorngrenzenlänge zur Kleinwinkelkorngrenzenlänge auf. Großwinkelkorngrenzen behindern die Bewegung von Versetzungen von einem Korn in das andere. Kleinwinkelkorngrenzen bewirken durch ihre deutlich höhere Versetzungsdichte eine Verfestigung im Korn, welches zu unterschiedlichen Verformungswiderständen führt und einer Kerbwirkung gleichkommt. Diese Kerbe verursacht lokalisierte Verformungen und vermindert die Lochaufweitungen. Die erfindungsgemäße Mikrostruktur zeichnet sich durch das Verhältnis der Großwinkelkorngrenzenlängen zu Kleinwinkelkorngrenzenlängen mit mehr als 4,0, bevorzugt mehr als 4,5, besonders bevorzugt 6,0, aus. Es hat sich gezeigt, dass bei derartigen Verhältnissen die mechanischen Eigenschaften positiv beeinflusst werden, insbesondere die Marciniak-Lochaufweitung.

**[0038]** Bei einer speziellen Ausgestaltung zeichnet sich das kaltgewalzte Stahlflachprodukt durch eine Bruchdehnung A80 von mindestens 8%, bevorzugt mindestens 10 %, besonders bevorzugt mindestens 14 %, aus. Die Zugfestigkeit R<sub>m</sub> beträgt mindestens 570 MPa, bevorzugt mindestens 590 MPa. Als besonders vorteilhaft hat sich ein Produkt aus Bruchdehnung A80 und Zugfestigkeit R<sub>m</sub> von mindestens 8000 MPa%, bevorzugt 10000 MPa% herausgestellt. Dieses Produkt aus Bruchdehnung A80 und Zugfestigkeit R<sub>m</sub> kann sich durch ein wirksames Verhindern von Versetzungsbewegungen einstellen. Diese Versetzungsbewegungen sind vermindert durch das besondere Verhältnis von Großwinkelkorngrenzenlängen zu Kleinwinkelkorngrenzenlängen.

**[0039]** Bei einer Weiterbildung beträgt die Streckgrenze R<sub>p0,2</sub> des Stahls 350 MPa bis 850 MPa.

**[0040]** Die Marciniak-Lochaufweitung in einer speziellen Ausgestaltung des Stahlflachprodukts beträgt mindestens 9,0 %, bevorzugt mindestens 10,0 %, besonders bevorzugt 12,0 %. Der Marciniak-Lochaufweitungstest bietet die Möglichkeit praxisgerecht, nah an der wirklichen späteren Umformungsrealität, die DP-Stähle zu testen.

**[0041]** Das erfindungsgemäße Stahlflachprodukt wird in einem besonderen Verfahren hergestellt wobei unter anderem folgende Arbeitsschritte durchlaufen werden:

- a) Vergießen eines Stahls mit der erfindungsgemäßen Zusammensetzung zu einer Bramme;
- b) Wiedererwärmen der Bramme auf eine 1200 - 1300 ° C betragende Wiedererwärmungstemperatur T<sub>HOM</sub>;
- c) Warmwalzen der wiedererwärmten Bramme zu einem Warmband, wobei die Warmwalzendtemperatur T<sub>WE</sub> des Warmbands bei Beendigung des Warmwalzens 800-1000°C beträgt (bevorzugt 920-950°C);
- d) Haspeln des Warmbands bei einer Haspeltemperatur T<sub>HA</sub> von 400 - 700 ° C (bevorzugt 500-600°C) ;
- e) Beizen des Warmbands;
- f) Kaltwalzen des Warmbands in einem oder mehreren Kaltwalzschritten zu einem kaltgewalzten Stahlflachprodukt mit einer Banddicke d;
- g) Aufheizen des Stahlflachproduktes auf eine Glühtemperatur T<sub>glüh</sub> von mehr als 800°C, wobei die mittlere Auf-

heizintensität I zwischen 200°C und 800 °C mindestens  $2900 \frac{kJ}{s \cdot mm}$  beträgt (bevorzugt mindestens  $3000 \frac{kJ}{s \cdot mm}$  , besonders bevorzugt  $3150 \frac{kJ}{s \cdot mm}$  ) mit

$$I = \frac{E}{t \cdot d}$$

- h) Abkühlen des kaltgewalzten Stahlflachprodukts auf Raumtemperatur

**[0042]** Im Folgenden werden die einzelnen Arbeitsschritte detailliert beschrieben:

Arbeitsschritt a):

**[0043]** Für die erfindungsgemäße Zusammensetzung der erfindungsgemäßen Bramme und die optionalen Variationsmöglichkeiten gelten dieselben Hinweise, die bereits im Zusammenhang mit der Zusammensetzung des erfindungsgemäßen Stahlflachproduktes getroffen wurden.

Arbeitsschritt b)

**[0044]** Die erfindungsgemäße Bramme wird in diesem Arbeitsschritt auf eine Temperatur von 1200-1300° C wiedererwärmt. Dadurch bildet sich in dem Produkt Austenit. Die untere Grenze der Wiedererwärmungstemperatur  $T_{\text{HOM}}$  sollte mindestens 1200° C betragen, damit eine Homogenität im Gefüge in der Bramme erreicht wird. Wird eine Obergrenze von 1300° C bei der Erwärmungstemperatur überschritten, kann es auf der Bramme zu Aufschmelzungen kommen oder die Bramme zerbrechen, da die Warmfestigkeit überschritten wird. Dabei weisen die Brammen eine Dicke von 200-300 mm auf.

Arbeitsschritt c)

**[0045]** Das erfindungsgemäße Produkt wird in konventioneller Weise mit aus dem Stand der Technik bekannten Aggregaten warmgewalzt bis zu einer Enddicke von 1,5 bis 7 mm, bevorzugt 1,7 bis 4 mm. Die Warmwalzendtemperatur (kurz  $T_{\text{WE}}$ ) liegt mindestens gleich bei 800° C, bevorzugt 920° C. Besonders bevorzugt liegt die Warmwalzendtemperatur oberhalb der  $A_{c3}$  Temperatur.

**[0046]** Dabei ist die zu überschreitende Mindesttemperatur  $A_{c3}$  gemäß der von HOUGARDY, HP. in Werkstoffkunde Stahl Band 1: Grundlagen, Verlag Stahleisen GmbH, Düsseldorf, 1984, p. 229., angegebenen Formel

$$A_{c3} = (902 - 225 \cdot \%C + 19 \cdot \%Si - 11 \cdot \%Mn - 5 \cdot \%Cr + 13 \cdot \%Mo - 20 \cdot \%Ni + 55 \cdot \%V) \text{ } ^\circ\text{C}$$

mit %C = jeweiliger C-Gehalt, %Si = jeweiliger Si-Gehalt, %Mn = jeweiliger Mn-Gehalt, %Cr = jeweiliger Cr-Gehalt, %Mo = jeweiliger Mo-Gehalt, %Ni = jeweiliger Ni-Gehalt und %V = jeweiliger V-Gehalt des Stahls, aus dem der Zuschnitt besteht, bestimmt.

**[0047]** Nach dem Warmwalzen wird das Warmband bei einer Temperatur von 400° C - 700° C bevorzugt bei 500° C - 600° C gehaspelt. Bei Haspeltemperaturen (kurz  $T_{\text{HA}}$ ) unterhalb von 500° C bildet sich zu schnell Martensit, was zu einer hohen Festigkeit führt und eine spätere Verformung problematisch macht. Oberhalb von 600° C steigt die Gefahr einer Korngrenzenoxidation. Nach dem Haspel wird das Coil auf Raumtemperatur abgekühlt.

Arbeitsschritt d)

**[0048]** In einem folgenden Schritt wird das Warmband gebeizt, um eine Entfernung des Zunders zu erreichen. Bevorzugt kann das Beizen chemisch mittels Salz- und/oder Schwefelsäure erfolgen. Besonders bevorzugt erfolgt das Beizen in einem Temperaturbereich 80 bis 95° C.

Arbeitsschritt f)

**[0049]** Anschließend wird das Warmband kaltgewalzt. Dies geschieht in einem oder mehreren Kaltwalzschritten bis zu einer Endbanddicke von  $d = 0,5\text{--}3$  mm und einem Umformgrad von bis 80 %.

Arbeitsschritt g)

**[0050]** Das Stahlflachprodukt wird auf Raumtemperatur abgekühlt. Anschließend wird das kaltgewalzte Stahlflachprodukt in einem Durchlaufofen auf eine Glühtemperatur  $T_{\text{glüh}}$  von mehr

als 800° C gebracht. Die mittlere Aufheizintensität  $I = \frac{E}{t \cdot d}$  zwischen 200° C und 800° C beträgt mindestens  $2900 \frac{\text{kJ}}{\text{s} \cdot \text{mm}}$ , wobei E= die eingebrachte Wärmemenge, t = Zeit und d= Banddicke des Kaltbandes. Bevorzugt

liegt die Aufheizintensität bei  $3000 \frac{\text{kJ}}{\text{s} \cdot \text{mm}}$  und besonders bevorzugt bei  $3150 \frac{\text{kJ}}{\text{s} \cdot \text{mm}}$ . Die erfindungsgemäße mittlere Aufheizintensität führt dazu, dass bevorzugt Rekristallisationsvorgänge vor Erholungsvorgängen stattfinden. Dadurch werden mehr Großwinkelkorngrenzen gebildet, so dass sich das erfindungsgemäße Verhältnis von Großwinkelkorngrenzen zu Kleinwinkelkorngrenzen einstellen kann.

**[0051]** Eine typische Glühdauer bei der das Stahlflachprodukt bei der Glühtemperatur gehalten wird, beträgt bevorzugt mindestens gleich 10 s. Maximal beträgt die Glühdauer bevorzugt 1000 s.

Arbeitsschritt h)

**[0052]** Nachdem das Stahlflachprodukt auf  $T_{\text{glüh}}$  gebracht wird, wird es auf Raumtemperatur abgekühlt. Dieser Abkühlschritt erfolgt im Mittel mit höchstens 100 K/s. Insbesondere kann das Abkühlen auf Raumtemperatur in zwei Zwischenschritten erfolgen, wobei das kaltgewalzte Stahlflachprodukt in dem ersten Zwischenschritt von Glühtemperatur auf eine erste Abkühltemperatur  $T_1$  mit einer mittleren Abkühlrate  $\theta_1$  kleiner 100 K/s, bevorzugt kleiner 10 K/s, besonders bevorzugt kleiner 5 K/s, abgekühlt wird und wobei kaltgewalzte Stahlflachprodukt in dem zweiten Zwischenschritt auf eine zweite maximale Abkühltemperatur  $T_2$  mit einer Abkühlrate  $\theta_2$  kleiner 100 K/s abgekühlt wird, wobei für die Abkühltemperaturen  $T_1, T_2$  gilt:

$T_1 > T_2$ ,  $450^\circ\text{C} \leq T_1 \leq 800^\circ\text{C}$  (bevorzugt  $650^\circ\text{C} \leq T_1 \leq 750^\circ\text{C}$ ) und  $400^\circ\text{C} \leq T_2 \leq 600^\circ\text{C}$

**[0053]** Durch das zweistufige Abkühlen kann Perlit im ersten Schritt vermieden werden, ohne energetisch aufwändige hohe Abkühlraten verwenden zu müssen. Im zweiten Schritt kann durch hohe Abkühlraten die Umwandlung von Restaustenit in Martensit bewirkt werden.

**[0054]** Optional kann das erfindungsgemäße Stahlflachprodukt mit einer metallischen Schutzschicht versehen werden. Insbesondere Schmelztauchbeschichtungen auf Zink-Basis können verwendet werden. Diese Beschichtung folgt zwischen den Arbeitsschritten f) und g) in dem oben beschriebenen Verfahren.

**[0055]** Optional kann das Stahlflachprodukt dressiert werden um ausgeprägte Streckgrenzen, Bandwelligkeiten einzuebnen und eine ideale Rauheit einzustellen. Besonders bevorzugt ist eine Kaltverformung von 0,2-3 %.

**[0056]** Außerdem kann das Stahlflachprodukt optional zwischen oder nach dem letzten Verarbeitungsschritt beölt werden. Die Beölung dient als temporärer Korrosionsschutz bis zum nächsten Verarbeitungsschritt oder für den Transport.

**[0057]** Nachfolgend wird die Erfindung anhand von Ausführungsbeispielen näher erläutert. Zur Erprobung der Erfindung wurden 6 Schmelzen A-F hergestellt. Die Zusammensetzung der Schmelzen sind Tabelle 1 angegeben. Die Schmelzen wurden in einer konventionellen Stranggießanlage zu Brammen vergossen und anschließend wurden die Brammen wiederwärmt. Anschließend wurden die Brammen zu Warmbändern mit einer spezifischen Warmwalzendtemperatur  $T_{\text{WE}}$  gewalzt. Das Warmband wurde anschließend bei einer Haspeltemperatur  $T_{\text{HA}}$  gehaspelt und gebeizt. Die entsprechenden Prozesstemperaturen können Tabelle 2 entnommen werden.

**[0058]** Das so erhaltene Warmband wurde anschließend in konventioneller Weise zu einem Kaltband mit einer Banddicke  $d$  gewalzt. Dieses Kaltband wurde anschließend mit einer Aufheizintensität  $I$  aufgeheizt auf eine Glühtemperatur  $T_{\text{glüh}}$  und auf Raumtemperatur abgekühlt. Die Raten während der Abkühlung sind in Tabelle 2 angegeben.

**[0059]** An den so hergestellten Kaltbänder wurden, die bereits beschriebenen mechanischen Eigenschaften und die Mikrostruktur im Lichtmikroskop bestimmt. Neben der Mikrostruktur wurde die Korngrenzenlänge bestimmt und von Groß- und Kleinwinkelkorngrenzen bestimmt. Alle diese Messwerte sind in Tabelle 3 aufgeführt.

5  
10  
15  
20  
25  
30  
35  
40  
45  
50  
55

Schmelzen-Nr.	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Cu	Nb	Mo	N	Ti	V	Ni	B	Mg	Ce+La+Y	Co	W	Caq
A	0,092	0,23	1,8	0,019	0,002	-	-	-	-	-	0,005	0,006	-	-	-	1,30E-03	-	-	-	0,39
B	0,154	0,11	2	0,014	8,00E-04	0,333	-	-	-	-	0,003	0,005	0,002	-	-	-	0,0042	-	-	0,49
C	0,149	0,19	1,62	0,012	0,002	-	0,77	-	-	0,012	0,006	0,032	-	0,05	0,001	-	-	0,005	0,01	0,58
D	0,16	0,27	1,84	0,008	0,001	-	-	0,03	-	-	0,004	0,05	-	-	0,001	-	-	-	0,01	0,47
E	0,148	0,414	2,21	0,014	7,00E-04	0,663	-	-	0,021	-	0,003	0,02	0,004	-	0,001	-	-	-	0,01	0,52
F	0,147	0,9	1,78	0,016	0,002	-	0,15	-	-	-	0,004	0,03	-	-	-	-	-	-	-	0,47

Tabelle 1: Angaben in Massen %, Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen

Tabelle 2: Herstellungsparameter

Versuch	Schmelze	T <sub>WE</sub> [°C]	A <sub>c3</sub> [°C]	T <sub>HA</sub> [°C]	T <sub>glüh</sub> [°C]	q1 [K/s]	q2 [K/s]	T1 [°C]	T2 [°C]	Mittlere Aufheizintensität I
1	A	910	866	530	820	5,2	15,4	690	490	3355
2	A	905	866	520	825	5,0	15,4	700	500	3381
3	A	905	866	540	830	6,0	15,4	680	480	3404
4	B	930	848	535	845	5,0	17,7	720	490	3310
5	B	935	848	535	850	4,4	20,4	740	475	3336
6	B	930	848	520	835	5,2	15	705	510	3254
7	C	950	850	530	845	5,4	20	710	450	3254
8	C	950	850	530	830	3,8	23,5	735	430	3181
9	C	945	850	540	855	6,2	17,7	700	470	3301
10	D	960	851	575	840	6,4	13,1	680	510	3001
11	D	950	851	555	850	4,8	20,8	730	460	3023
12	E	905	852	520	880	5,2	16,9	750	530	2891
13	E	910	852	550	850	3,2	20,8	770	500	2504
14	E	905	852	540	890	6,4	14,6	730	540	2994
15	F	960	866	530	810	5,5	14,7	690	490	3993
16	F	940	866	520	840	5,2	15,4	700	500	4285
17	F	940	866	540	830	6,0	14,1	680	480	4271

Tabelle 3

Versuch	Schmelze	Martensit	Bainit	Restaustenit	Ferrit	R <sub>p0,2</sub> [MPa]	R <sub>m</sub> [MPa]	A <sub>90</sub> [%]	Verhältnis KG > 15° / KG 515°	LAW [%]	Erfindungs- gemäß?
1	A	11	12	6	71	358	621	23	11,0	30,2	Ja
2	A	12	12	6	70	365	625	22	11,2	30,7	Ja
3	A	12	12	6	70	369	631	22	11,0	29,8	Ja
4	B	20	12	9,5	58,5	491	824	21	8,9	16,4	Ja
5	B	15	6	10	69	476	799	22	9,3	17,2	Ja
6	B	24	18	10	48	509	876	19	9,1	16,2	Ja
7	C	25	8	2,5	64,5	481	836	18	8,0	15,1	Ja
8	C	18	17	3	62	524	782	20	8,4	15,6	Ja
9	C	31	10	2,5	56,5	498	867	17	8,7	16,1	Ja
10	D	49	3	3	52	712	1135	11	8,3	14,2	Ja
11	D	37	7	6	45	635	989	15	8,4	14,6	Ja
12	E	70	0	1	29	822	1259	12	3,9	8,9	Nein
13	E	61	0	2,5	36,5	670	1159	12	3,6	7,8	Nein
14	E	67	0	1,5	31,5	812	1225	10	4,3	9,1	Ja
15	F	67	2	2,4	28,6	798	1135	11,8	3,4	7	Nein
16	F	64	2	2,5	31,5	742	1048	14,5	3,6	7,5	Nein
17	F	63	1	2,5	33,5	756	1075	12,8	3,7	7,8	Nein

## Patentansprüche

### 1. Kaltgewalztes Stahlflachprodukt, das

aus einem Stahl mit der nachfolgend angegebenen Zusammensetzung bestehend aus (in Gew.-%)

C: 0,02 - 0,25 %,  
Si: 0,05 - 0,8 %,  
Mn: 1,0 - 3,0 %,  
P: maximal 0,04 %  
S: maximal 0,01 %  
N: maximal 0,01 %

besteht.

Optional eines oder mehrere der folgenden Elemente aus der Gruppe "Al, Cr, Cu, Nb, Mo, Ni, Ti, V, B, Co, W"):

Al: 0,05 - 1,0 %  
Cr: 0,10 - 1,0 %  
Cu: 0,01 - 0,5 %  
Nb: 0,0005 - 0,1 %  
Mo: 0,001 - 0,1 %  
Ni: 0,01 - 0,2 %  
Ti: 0,001 - 0,1 %  
V: 0,0001 - 0,1 %  
B: 0,0002 - 0,005 %  
Mg: 0,0003 - 0,5 %  
Ca: 0,0001 - 0,1 %  
Co: 0,001 - 0,1 %  
W: 0,01 - 0,3 %

und optional einem oder mehrere Elemente aus der Gruppe der seltenen Erden Metalle (SEM) mit der Maßgabe:

- Summe aller SEM: maximal 0,5 %

Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen,  
wobei das Verhältnis der Großwinkelkorngrenzenlängen zu Kleinwinkelkorngrenzenlängen mehr als 4,0.

### 2. Kaltgewalztes Stahlflachprodukt nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, dass** Si $\geq 0,11\%$ .

### 3. Kaltgewalztes Stahlflachprodukt nach Anspruch 1 bis 2, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Ni $\geq 0,015\%$ ist.

### 4. Kaltgewalztes Stahlflachprodukt nach Anspruch 1 bis 3, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Ca $\geq 0,0001\%$ .

### 5. Kaltgewalztes Stahlflachprodukt nach Anspruch 1 bis 4, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Verhältnis C $\geq 0,140$ .

### 6. Kaltgewalztes Stahlflachprodukt nach Anspruch 1 bis 5, **dadurch gekennzeichnet, dass** V $\geq 0,0001\%$ ist.

### 7. Kaltgewalztes Stahlflachprodukt nach einem der Ansprüche 1 bis 6, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Bruchdehnung A80 mindestens 8%, und die Zugfestigkeit Rm mindestens 570 MPa, beträgt.

### 8. Kaltgewalztes Stahlflachprodukt nach einem der Ansprüche 1 bis 7, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Produkt aus Bruchdehnung A80 und Zugfestigkeit Rm mindestens 8000 MPa%, beträgt.

9. Kaltgewalztes Stahlflachprodukt nach einem der Ansprüche 1 bis 8,  
**dadurch gekennzeichnet, dass** die Marciniak-Lochaufweitung (LAW) mindestens 9,0% beträgt.

10. Kaltgewalztes Stahlflachprodukt nach einem der Ansprüche 1 bis 9,  
**dadurch gekennzeichnet, dass** der Stahl ein mindestens aus zwei Phasen bestehendes Gefüge aufweist, das (in Vol.-%) mehr als 5% Martensit und mehr als 20% Ferrit sowie bis zu 65% Bainit und bis zu 10% Restaustenit umfasst.

11. Ein kaltgewalztes Stahlflachprodukt nach einem der Ansprüche 1 bis 10,  
**dadurch gekennzeichnet, dass** der Stahl ein Kohlenstoffäquivalent  $C_{\text{äq}}$

$$C_{\text{äq}} = C + \frac{1}{6} \text{Mn} + \frac{1}{5} \text{Mo} + \frac{1}{15} \text{Ni} + \frac{1}{5} \text{Cr} + \frac{1}{5} \text{V} + \frac{1}{15} \text{Cu},$$

mit maximal 1,30% aufweist.

12. Ein kaltgewalztes Stahlflachprodukt nach einem der Ansprüche 1 bis 11,  
**dadurch gekennzeichnet, dass** der Stahl ein Kohlenstoffäquivalent  $C_{\text{äq}}$  aufweist mit

$$C_{\text{äq}} = C + \frac{1}{6} \text{Mn} + \frac{1}{5} \text{Mo} + \frac{1}{15} \text{Ni} + \frac{1}{5} \text{Cr} + \frac{1}{5} \text{V} + \frac{1}{15} \text{Cu},$$

das im Bereich 0,20% bis 0,70% liegt.

13. Verfahren zur Herstellung eines kaltgewalzten Stahlflachproduktes, wobei bei der Erzeugung des bereitgestellten kaltgewalzten Stahlflachproduktes unter anderem folgende Arbeitsschritte durchlaufen werden:

- Vergießen eines Stahls mit der in Anspruch 1 angegebenen Zusammensetzung zu einer Bramme;
- Wiedererwärmen der Bramme auf eine 1200 -1300 °C betragende Wiedererwärmungstemperatur  $T_{\text{HOM}}$ ;
- Warmwalzen der wiedererwärmten Bramme zu einem Warmband, wobei die Warmwalzendtemperatur  $T_{\text{WE}}$  des Warmbands bei Beendigung des Warmwalzens 800-1000 °C beträgt;
- Haspeln des Warmbands bei einer Haspeltemperatur  $T_{\text{HA}}$  von 400 - 700 °C ;
- Beizen des Warmbands;
- Kaltwalzen des Warmbands in einem oder mehreren Kaltwalzschritten zu einem kaltgewalzten Stahlflachprodukt mit einer Banddicke  $d$ ;
- Aufheizen des Stahlflachproduktes auf eine Glühtemperatur  $T_{\text{glüh}}$  von mehr als 800 °C, wobei die mittlere

Aufheizintensität  $I$  zwischen 200 °C und 800 °C mindestens  $2900 \frac{\text{kJ}}{\text{s} \cdot \text{mm}}$  beträgt (bevorzugt mindestens  $3000 \frac{\text{kJ}}{\text{s} \cdot \text{mm}}$  , besonders bevorzugt  $3150 \frac{\text{kJ}}{\text{s} \cdot \text{mm}}$  ) mit

$$I = \frac{E}{t \cdot d}$$

h) Abkühlen des kaltgewalzten Stahlflachproduktes auf Raumtemperatur

14. Verfahren nach Anspruch 13,  
**dadurch gekennzeichnet, dass** das Abkühlen des kaltgewalzten Stahlflachproduktes auf Raumtemperatur zwei Zwischenschritte aufweist, wobei das kaltgewalzte Stahlflachprodukt in dem ersten Zwischenschritt von Glühtemperatur auf eine erste Abkühltemperatur  $T_1$  mit einer Abkühlrate kleiner 10K/s (bevorzugt kleiner 5 K/s) abgekühlt wird und wobei das kaltgewalzte Stahlflachprodukt in dem zweiten Zwischenschritt auf eine zweite Abkühltemperatur  $T_2$  mit einer Abkühlrate kleiner 100 K/s abgekühlt wird, wobei für die Abkühltemperaturen  $T_1$ ,  $T_2$  gilt:  
 $T_1 > T_2$ ,  $450 \text{ °C} \leq T_1 \leq 800 \text{ °C}$  (bevorzugt  $650 \text{ °C} \leq T_1 \leq 750 \text{ °C}$ ) und  $400 \text{ °C} \leq T_2 \leq 600 \text{ °C}$



## EUROPÄISCHER RECHERCHENBERICHT

Nummer der Anmeldung

EP 22 16 8199

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	EP 3 085 805 A1 (NISSHIN STEEL CO LTD [JP]) 26. Oktober 2016 (2016-10-26) * 0050; Tab. 1, T; Tab. 2, 20 * -----	1-4, 9, 11, 12	INV. C22C38/02 C22C38/04 C21D1/19 C21D1/26 C21D8/04 C21D9/48
X	US 2018/363082 A1 (VAN KREVEL JOOST WILLEM HENDRIK [NL] ET AL) 20. Dezember 2018 (2018-12-20) * 0115, 0147, 0153; Tab. 1+3, T0, T1, T4 * -----	1-14	
A	FANG X ET AL: "The relationships between tensile properties and hole expansion property of C-Mn steels", JOURNAL OF MATERIAL SCIENCE, KLUWER ACADEMIC PUBLISHERS, DORDRECHT, Bd. 38, Nr. 18, 15. September 2003 (2003-09-15), Seiten 3877-3882, XP002376035, ISSN: 0022-2461, DOI: 10.1023/A:1025913123832 * S 3877, r. Sp., Z. 5), [3]; Fig. 2 * -----	1-14	
A	JP 4 428550 B2 (NISSHIN STEEL CO LTD) 10. März 2010 (2010-03-10) * 0019; Seite 5 - Seite 7 * -----	1-14	
Der vorliegende Recherchenbericht wurde für alle Patentansprüche erstellt			
Recherchenort <b>Den Haag</b>		Abschlußdatum der Recherche <b>14. September 2022</b>	Prüfer <b>Kreutzer, Ingo</b>
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 16 8199

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.

14-09-2022

	Im Recherchenbericht angeführtes Patentdokument		Datum der Veröffentlichung		Mitglied(er) der Patentfamilie		Datum der Veröffentlichung
10	EP 3085805	A1	26-10-2016	AU	2014367679 A1		16-06-2016
				CA	2932854 A1		25-06-2015
15				CN	105940131 A		14-09-2016
				EP	3085805 A1		26-10-2016
				ES	2791757 T3		05-11-2020
				HU	E051559 T2		29-03-2021
				JP	6238474 B2		29-11-2017
20				JP	WO2015093596 A1		23-03-2017
				KR	20160105402 A		06-09-2016
				MY	174534 A		24-04-2020
				PL	3085805 T3		05-07-2021
				RU	2016122482 A		24-01-2018
				SG	11201604578T A		28-07-2016
25				US	2016319386 A1		03-11-2016
				WO	2015093596 A1		25-06-2015
-----							
	US 2018363082	A1	20-12-2018	BR	112018011831 A2		04-12-2018
				CA	3006405 A1		22-06-2017
30				CN	108367539 A		03-08-2018
				JP	7019574 B2		15-02-2022
				JP	2019502822 A		31-01-2019
				KR	20180095536 A		27-08-2018
				US	2018363082 A1		20-12-2018
				WO	2017102982 A1		22-06-2017
35				ZA	201803401 B		28-08-2019
-----							
	JP 4428550	B2	10-03-2010	JP	4428550 B2		10-03-2010
				JP	2002275595 A		25-09-2002
-----							
40							
45							
50							
55							

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**

- WO 2013182622 A [0003]

**In der Beschreibung aufgeführte Nicht-Patentliteratur**

- **HOUGARDY, HP.** Werkstoffkunde Stahl. Verlag  
Stahleisen GmbH, 1984, vol. 1, 229 [0046]