

(19)



(11)

EP 3 964 591 A1

(12)

EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG

(43) Veröffentlichungstag:
09.03.2022 Patentblatt 2022/10

(21) Anmeldenummer: **20194833.8**

(22) Anmeldetag: **07.09.2020**

(51) Internationale Patentklassifikation (IPC):

C21D 8/02 (2006.01) **C22C 38/04** (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01) **C22C 38/00** (2006.01)
C22C 38/02 (2006.01) **C22C 38/06** (2006.01)
C22C 38/42 (2006.01) **C22C 38/44** (2006.01)
C22C 38/46 (2006.01) **C22C 38/48** (2006.01)
C22C 38/50 (2006.01) **C22C 38/54** (2006.01)
C22C 38/58 (2006.01)

(52) Gemeinsame Patentklassifikation (CPC):

C22C 38/04; C21D 8/0226; C21D 8/0263;
C21D 9/46; C22C 38/001; C22C 38/02;
C22C 38/06; C22C 38/42; C22C 38/44;
C22C 38/46; C22C 38/48; C22C 38/50;
C22C 38/54; C22C 38/58; C21D 2211/002; (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

Benannte Erstreckungsstaaten:

BA ME

Benannte Validierungsstaaten:

KH MA MD TN

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

(72) Erfinder:

- **Fechte-Heinen, Rainer**
46238 Bottrop (DE)

• **Kern, Andreas**

40885 Ratingen (DE)

• **Stötzel, Tim**

56566 Neuwied (DE)

• **Thiel, Robin**

46145 Oberhausen (DE)

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

(54) **WARMGEWALZTES STAHLFLACHPRODUKT UND VERFAHREN ZUR HERSTELLUNG EINES WARMGEWALZTEN STAHLFLACHPRODUKTS**

(57) Die Erfindung betrifft ein warmgewalztes Stahlflachprodukt, das aus einem Stahl mit der nachfolgend angegebenen Zusammensetzung besteht (in Gew.-%)
- C: 0,03-0,3 Gew.-%
- Mn: 0,4-2,5 Gew.-%
- Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen,
und eine Streckgrenze R_e von mindestens 680 MPa auf-

weist. Optional umfasst der Stahl weitere Elemente. Zudem weist das Stahlflachprodukt keine ausgeprägte Streckgrenze auf, das heißt die Spannungs-Dehnungs-Kurve hat einen stetigen Verlauf. Weiterhin betrifft die Erfindung ein Verfahren zur Herstellung des warmgewalzten Stahlflachproduktes.

EP 3 964 591 A1

(52) Gemeinsame Patentklassifikation (CPC): (Forts.)
C21D 2211/008

Beschreibung

[0001] Die Erfindung betrifft ein hochfestes Stahlflachprodukt mit einer Mindeststreckgrenze von 680 MPa mit verbesserten Weiterverarbeitungseigenschaften.

[0002] Seit den 1980er Jahren werden die sogenannten HSLA-Stähle (High Strength Low Alloy) für den Fahrzeug-, Kran- und Infrastrukturbau und viele weitere Anwendungen eingesetzt. HSLA-Stähle zeichnen sich insbesondere durch eine Kombination aus hoher Festigkeit und Umformbarkeit bei relativ geringen Legierungsgehalten aus. Ihre hohe Festigkeit erlangen sie durch die Zugabe von Mikrolegierungselementen wie Titan, Niob oder Vanadium in Verbindung mit einem kontrollierten Walz- und Abkühlprozess. Durch ihren geringen Gehalt an Legierungselementen besitzen sie darüber hinaus eine hervorragende Schweißeignung und können unter geringen Kosten produziert werden.

[0003] Insbesondere im Bereich des Nutzfahrzeug- und Mobilkranbaus hat das Bestreben zur Verringerung des Fahrzeuggewichtes in den vergangenen Jahrzehnten deutlich zugenommen. Dies ist insbesondere darauf zurückzuführen, dass der Kraftstoffverbrauch aus ökonomischen und ökologischen Gründen auf ein Minimum reduziert werden soll. Neben der Reduzierung des Fahrzeuggewichts steigen auch die Ansprüche an die Tragfähigkeit von Konstruktionen bei gleichzeitig möglichst großer Gestaltungsfreiheit.

[0004] Um den genannten Herausforderungen gerecht zu werden, wurden seit Beginn der 1990er Jahre Baustähle mit zunehmend höheren Streckgrenzen von bis zu 1300 MPa und gleichzeitig guter Umformbarkeit entwickelt.

[0005] Für die Herstellung solcher hochfesten Stähle werden üblicherweise zunächst Blechtafeln gewalzt und in einem zusätzlichen Fertigungsschritt vergütet. Dazu werden die Blechtafel regelmäßig zunächst wiederwärmt und abschreckt (gehärtet) und anschließend angelassen.

[0006] Um die Anzahl der benötigten Fertigungsschritte sowie die damit verbundenen Aufwände und Kosten zu reduzieren, wurde in den vergangenen Jahren nach Möglichkeiten gesucht, diese zu vermeiden. Eine effiziente Lösung bietet hierbei das Walzen eines Warmbandes mit Abschrecken bzw. Härten aus der Walzhitze heraus, dem sogenannte Direkthärten. Dabei erfolgt eine rasche Abkühlung eines Warmbandes unmittelbar nach Verlassen des letzten Walzgerüsts in der Kühlstrecke der Warmbandstraße. Wird dieser Fertigungsschritt mit einer vorgelagerten thermomechanischen Walzung verbunden, können hohe Festigkeiten in Kombination mit exzellenten Kerbschlagbiegezugfähigkeiten eingestellt werden.

[0007] In einem nachgelagerten Abtafelprozess lassen sich aus einem solchen direktgehärteten Warmband in einer konventionellen Querteilanlage hochfeste Bandbleche fertigen. Die so erzeugten Bandbleche können entweder im ausschließlich gehärteten Zustand zum Endkunden ausgeliefert und weiterverarbeitet werden. In der Praxis folgt auf den Abtafelprozess häufig ein optionales Anlassen der Bleche. Hierdurch ist eine Feinjustierung der mechanisch-technologischen Eigenschaften möglich. Des Weiteren lässt sich die Streuung der mechanischen Eigenschaften über Bandlänge und Bandbreite reduzieren.

[0008] In der EP2576848 wird dieses Verfahren für klassische Wasservergütungskonzepte beschrieben. Die Analysen dieser klassischen Wasservergütungskonzepte besitzen hohen Chrom- und Molybdängehalten woraus sich ein hohes, die Schweißeignung negativ beeinflussendes Kohlenstoffäquivalent CEV ergibt. Aufgrund der hohen Gehalte der genannten Elemente werden zusätzlich beim Anlassglühen hohe Anlasstemperaturen bzw. hohe Wärmeeinbringungen, die eine starke Steigerung des Streckgrenzenverhältnisses R_e/R_m bewirken, erforderlich. Dieses hohe Streckgrenzenverhältnis ist vor dem Hintergrund der Fertigungssicherheit nachteilig.

[0009] Zudem hat sich gezeigt, dass die so erzeugten Stahlflachprodukte aufgrund der ausgeprägten Streckgrenze und des dadurch bedingten ungleichmäßigen Fließens des Werkstoffes bei der Verformung Nachteile bei Biege- und Abkantprozessen aufweisen.

[0010] Aufgabe der vorliegenden Erfindung ist es, ein hochfestes Stahlflachprodukt bereitzustellen, das diese Nachteile behebt. Weitere Aufgabe ist es ein effizientes Verfahren zur Herstellung dieses Stahlflachproduktes bereitzustellen.

[0011] Diese Aufgabe wird gelöst durch ein Warmgewalztes Stahlflachprodukt, das aus einem Stahl mit der nachfolgend angegebenen Zusammensetzung besteht (in Gew.-%)

- C : 0,03-0,3 Gew.-%
- Mn: 0,4-2,5 Gew.-%
- Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen,

und eine Streckgrenze R_e von mindestens 680 MPa aufweist. Optional umfasst der Stahl weitere Elemente, die folgenden noch ausführlich erläutert werden. Zudem weist das Stahlflachprodukt keine ausgeprägte Streckgrenze auf, das heißt die Spannungs-Dehnungs-Kurve hat einen stetigen Verlauf.

[0012] Durch die nicht ausgeprägte Streckgrenze wird eine gleichmäßige Verfestigung bei Umformprozessen, wie Biege- und Abkantprozessen, während der anschließenden Weiterverarbeitung gewährleistet, da es nicht zu einem ungleichmäßigen Fließverhalten während der Umformung kommt.

[0013] Unter der Streckgrenze R_e eines Stahlflachproduktes wird im Sinne dieser Anmeldung die obere Streckgrenze

R_{eH} verstanden, wenn das Stahlflachprodukt eine ausgeprägte Streckgrenze aufweist. Andernfalls (das heißt für Stahlflachprodukte ohne eine ausgeprägte Streckgrenze) wird im Sinne dieser Anmeldung unter der Streckgrenze des Stahlflachproduktes die Dehngrenze R_{p02} verstanden. Erfindungsgemäße Stahlflachprodukte weisen keine ausgeprägte Streckgrenze auf, so dass für diese unter der Streckgrenze R_e die Dehngrenze R_{p02} zu verstehen ist.

[0014] Die Streckgrenze R_e ist grundsätzlich parallel zur Walzrichtung zu verstehen.

[0015] Die Streckgrenze des erfindungsgemäßen Stahlflachproduktes, welche nach DIN EN ISO 6892 ermittelt wird, beträgt mindestens 680 MPa, um eine ausreichende Festigkeit für konstruktive und verschleißbeanspruchte Anwendungen sicherzustellen. Um das gewünschte Leichtbaupotenzial zu erzielen, wird das Gefüge des warmgewalzten Stahlflachprodukts bevorzugt so eingestellt, dass seine Streckgrenze R_e mindestens 890 MPa, besonders bevorzugt mindestens 960 MPa beträgt.

[0016] Als Stahlflachprodukt wird hier ein Bandblech, also ein aus einem Warmband geschnittenes Blech verstanden, dessen Länge und Breite jeweils wesentlich größer sind als seine Dicke. Somit ist, wenn nachfolgend von einem Stahlflachprodukt oder auch von einem "Blechprodukt" die Rede ist, damit ein Walzprodukt in Form eines Bandbleches gemeint, aus dem für die Herstellung von beispielsweise Fahrzeug-, Kran- oder Infrastrukturbauteilen sowie Tragkonstruktionen oder Schilde im Über- oder Untertagebau Zuschnitte oder Platinen abgeteilt werden.

[0017] "Blechformteile" oder "Blechbauteile" sind aus einem derartigen Stahlflachprodukt oder Blechprodukt hergestellt, wobei hier die Begriffe "Blechformteil" und "Blechbauteil" synonym verwendet werden. Als Infrastrukturbau wird hierbei die Herstellung von Bauwerken, Brücken, Schiffen und Flugzeugen verstanden. Fahrzeugbau bezieht sich hier insbesondere auf den Bau von Nutzfahrzeugen, Bussen und Anhängern. Kranbau bezieht sich hier insbesondere auf den Bau von Mobilkränen, besonders auf den Bau von Kranauslegern. Auch auf Verschleiß beanspruchte Bauteile, wie z. B. Mulden von Muldenkippern, können aus erfindungsgemäßen Stahlflachprodukten gefertigt werden.

[0018] Wenn hier Angaben zu Legierungsgehalten gemacht werden, beziehen diese sich auf das Gewicht bzw. die Masse, sofern nichts Anderes ausdrücklich angegeben ist. Wenn Elementgehalte in Formeln angegeben werden, ist hier ebenfalls der entsprechende Legierungsgehalt in Massen-% gemeint. Elementgehalte in Formeln werden durch das Symbol "%" mit dem nachgestellten Elementsymbol gekennzeichnet, d.h. %C bezeichnet den Elementgehalt an Kohlenstoff in Massen-%. Angaben zu Gehalten von Gefügebestandteilen beziehen sich auf die im metallografischen Schliff betrachtete Fläche (Flächen-%, Fl.-%), sofern nichts Anderes angegeben ist, mit Ausnahme des röntgenografisch ermittelten Volumenanteils an Restaustenit in Volumen-% (Vol.-%).

[0019] Insbesondere weist das warmgewalzte Stahlflachprodukt eine Dicke dW von 1,5 mm bis 25 mm, insbesondere bis 20 mm auf. Aufgrund des angestrebten Einsatzprofils beträgt die Dicke bevorzugt mindestens 2,0 mm, insbesondere mindestens 3,0 mm, um hinreichend steife Konstruktionen zu ermöglichen. Die maximale Dicke beträgt bevorzugt 15 mm, da auf diese Weise eine Gewichtsreduktion möglich ist.

[0020] Insbesondere weist das warmgewalzte Stahlflachprodukt eine Zugfestigkeit R_m auf, die größer als 730 MPa und kleiner als 1700 MPa ist. Die Zugfestigkeit wird ebenfalls im Zugversuch gemäß DIN EN ISO 6892 ermittelt. Auch die Zugfestigkeit ist grundsätzlich parallel zur Walzrichtung zu verstehen. Zur Erhöhung der Bauteilsicherheit wird bevorzugt eine Zugfestigkeit von mindestens 930 MPa, besonders bevorzugt mindestens 980 MPa eingestellt. Da eine zu hohe Zugfestigkeit mit einer zu geringen Zähigkeit einhergeht, wird die Zugfestigkeit bevorzugt auf maximal 1550 MPa eingeschränkt.

[0021] Die später erläuterte Anlassbehandlung des warmgewalzten und direktgehärteten Warmbandes als Coil in der Haubenglühe dient neben der gezielten Einstellung des Streckgrenzen- und des Zugfestigkeitsniveaus auch der Homogenisierung der mechanischen Eigenschaften über Bandlänge, Bandbreite und Banddicke. So wird durch diesen Verfahrensschritt die Streuung der Streckgrenze und der Zugfestigkeit über Bandlänge und Bandbreite eines Bandes auf jeweils maximal 100 MPa reduziert. Im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt schwanken Streckgrenze R_e und Zugfestigkeit R_m über Länge und Breite folglich auch um nicht mehr als 100 MPa (Differenz zwischen Maximalwert und Minimalwert).

[0022] Insbesondere weist das warmgewalzte Stahlflachprodukt ein Verhältnis von Streckgrenze R_e zu Zugfestigkeit R_e/R_m auf, das mindestens 0,84 und maximal 0,95 beträgt. Dies hat den Vorteil, dass ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt ohne besondere Vorbehandlung zum Biegen und Abkanten eingesetzt werden. Damit lässt sich beispielsweise zur Herstellung hochsteifer Strukturbauteile durch Rollprofilieren verwenden. Zur Vermeidung einer zu starken Verfestigung, die mit hohen Umformkräften einhergeht, werden bevorzugt Streckgrenzenverhältnisse R_e/R_m von mindestens 0,88 eingestellt. Um eine verbesserte Fertigungssicherheit und Bauteilsicherheit zu gewährleisten, wird das Streckgrenzenverhältnis R_e/R_m bevorzugt auf maximal 0,94 begrenzt.

[0023] Das eingeschränkte Streckgrenzenverhältnis von 0,84 bis 0,94 bietet eine ideale Kombination aus hoher Sicherheit durch ausreichende starke Verfestigung bei Überbelastung und begrenzter Auffederung beim Biegen und Abkanten durch Vermeidung einer zu starken Verfestigung.

[0024] Die Bruchdehnung A nach DIN EN ISO 6892, Proportionalprobe, des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts liegt parallel zur Walzrichtung zwischen 5% und 25%. Die Mindestbruchdehnung beträgt bevorzugt 7%, um eine gute Umformbarkeit zu gewährleisten.

[0025] Insbesondere weist das warmgewalzte Stahlflachprodukt eine Härte Brinell (nachfolgend HB) auf, für die gilt:

$$47 + 0,2 \cdot R_e \leq HB \leq 0,4 \cdot R_e$$

[0026] Dabei wird die Härte Brinell (HB) als Härte Brinell HBW 5/750 nach DIN EN ISO 6506-1 1mm unterhalb der Oberfläche als Mittelwert aus mindestens 3 Einzelmessungen des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts ermittelt.

[0027] Bei einer bevorzugten Variante gilt die Relation:

$$47 + 0,25 \cdot R_e \leq HB \leq 0,35 \cdot R_e$$

[0028] Bei einer noch mehr bevorzugten Variante gilt die Relation:

$$47 + 0,287 \cdot R_e \leq HB \leq 0,323 \cdot R_e$$

[0029] Insbesondere weist das warmgewalzte Stahlflachprodukt eine Kerbschlagzähigkeit auf, die bei einer Prüftemperatur von -60°C mindestens 25J/cm² beträgt

und/oder

die bei einer Prüftemperatur von -40°C mindestens 35J/cm² beträgt

und/oder

die bei einer Prüftemperatur von -20°C mindestens 50J/cm² beträgt.

[0030] Die genannte Mindestkerbschlagzähigkeit wird als Charpy V-Kerbe nach DIN EN ISO 148-1 parallel zur Walzrichtung ermittelt.

[0031] Durch die gute Kerbschlagzähigkeiten insbesondere in der Wärmeeinflusszone von Schweißnähten lassen sich mit erfindungsgemäßen Stahlflachprodukten kostengünstig hochfeste Schweißkonstruktionen und Strukturbauteile herstellen.

[0032] Bei einer bevorzugten Variante des warmgewalzten Stahlflachproduktes ist die Streckgrenze kleiner als 890MPa. Zudem weist der Stahl ein Gefüge auf, das mehr als 50 Fl.-% Bainit, Rest Martensit, Ferrit, Perlit und Restaustenit umfasst, wobei insbesondere der Anteil von Ferrit und Perlit maximal 10 Fl.-%, bevorzugt maximal 5 Fl.-% beträgt, d.h. die Summe der Anteile von Ferrit und Perlit beträgt maximal 10 Fl.-%, bevorzugt maximal 5 Fl.-%. Zudem beträgt der Anteil an Restaustenit bevorzugt maximal 5 Vol.-%.

[0033] Die angegebenen Gefügebestandteile in dieser Anmeldung sind grundsätzlich bei einem 1/3 der Blechdicke zu verstehen. Im Kernbereich (1/2 Blechdicke) kann es aufgrund von Seigerungen zu abweichenden Gefügebestandteilen kommen, ebenso kann es an der Blechoberfläche (beispielsweise in einem Randbereich von maximal 50µm, insbesondere maximal 40µm) zu Abweichungen aufgrund von Randendkohlung kommen.

[0034] Alternativ beträgt die Streckgrenze mindestens 890MPa. Zudem weist der Stahl ein Gefüge auf, das mehr als 50 Fl.-% Martensit, Rest Bainit, Ferrit, Perlit und Restaustenit umfasst, wobei insbesondere der Anteil von Ferrit und Perlit maximal 10 Fl.-%, bevorzugt maximal 5 Fl.-% beträgt, d.h. die Summe der Anteile von Ferrit und Perlit beträgt maximal 10 Fl.-%, bevorzugt maximal 5 Fl.-%. Zudem beträgt der Anteil an Restaustenit bevorzugt maximal 5 Vol.-%.

[0035] In der bevorzugten Ausführung mit einer Streckgrenze ≥ 890 MPa sowie in der besonders bevorzugten Ausführung mit einer Streckgrenze ≥ 960 MPa ist der Martensit feinnadelig ausgebildet mit einer Nadelbreite von maximal 200 nm. Durch die Anlassglühung weist das überwiegend martensitische Gefüge eine Vielzahl fein verteilter Anlasskarbide auf, deren Größe bevorzugt bei maximal 200 nm liegt. Die Dichte X_Z der Anlasskarbide beträgt mindestens 10^{11} m⁻², bevorzugt mindestens 10^{12} m⁻². Hierdurch wird eine gute Kerbschlagzähigkeit gewährleistet. Die Dichte der Anlasskarbide beträgt höchstens 10^{14} m⁻², bevorzugt höchstens 10^{13} m⁻², um eine zu starke Entfestigung des Martensits zu vermeiden.

[0036] Das Stahlflachprodukt weist insbesondere eine Kornstreckung der ehemaligen Austenitkörner in Walzrichtung auf, wobei das Verhältnis V_γ von Austenitkornlänge in Walzrichtung zu Austenitkornhöhe in Blechnormalenrichtung zwischen 1,3 und 5,0 liegt. Die Austenitkornlänge und die Austenitkornhöhe wird hierzu an den ehemaligen Austenitkörnern mittels EBSD-Untersuchungen ermittelt.

[0037] Bei einer bevorzugten Variante beträgt der Mindestabkantradius des Stahlflachproduktes für das Abkanten um 90° das fünffache der Blechdicke d_W bei Lage der Biegelinie parallel und senkrecht zur Walzrichtung. Für eine erhöhte Gestaltungsfreiheit beim Abkanten von Bauteilen beträgt der Mindestabkantradius bevorzugt das vierfache der Blechdicke d_W , ebenfalls bei Lage der Biegelinie parallel und senkrecht zur Walzrichtung.

[0038] Das erfindungsgemäße warmgewalzte Stahlflachprodukt weist eine gute Anlassbeständigkeit und zeichnet es sich durch eine hohe Kerbschlagzähigkeit in der Wärmeeinflusszone von Schweißnähten aus. Darüber hinaus ist es hervor-

ragend geeignet zum Abkanten und besitzt aufgrund der hohen Oberflächenhärte gute Verschleißeigenschaften.

[0039] Durch die bei einem erfindungsgemäßen warmgewalzten Stahlflachprodukt verwirklichte Kombination von hohen Festigkeiten und hervorragender Umformbarkeit bei gleichzeitig hohen Kerbschlagzähigkeiten ist das erfindungsgemäße Stahlflachprodukt besonders für den Einsatz in Schweißkonstruktionen für Kranausleger im Teleskopkranbau, im Fahrzeugbau, im Infrastrukturbau und für im Über- oder Untertagebergbau eingesetzte Gerätschaften, wie Tragkonstruktionen von Schilden und desgleichen, geeignet. Auch kann durch den Einsatz von erfindungsgemäßen Stahlflachprodukten beim Bau von Nutzfahrzeugen, wie Sattelaufiegern, auch "Trailer" genannt, für Sattelzüge oder Anhängern für Lastkraftwagen, bei der Fertigung von Fahrwerksteilen und bei der Herstellung von Fahrzeugrädern eine deutliche Gewichtersparnis erzielt werden. Diese Vorteile lassen sich genauso beim Bau von Schienenfahrzeugen oder im Schiffbau nutzen.

[0040] Ein erfindungsgemäßes warmgewalztes Stahlflachprodukt kann zur Weiterverarbeitung im ungebeizten, gebeizten oder gestrahlten Zustand bereitgestellt werden. Zum Schutz vor korrosiven Angriffen kann es mit einer metallischen Schutzschicht belegt sein, wobei sich hierzu besonders die aus dem Stand der Technik bekannten Schutzschichten auf Zink-Basis eignen. Solche Zn-basierten Überzüge lassen sich insbesondere durch elektrolytische Verzinkung in praxisgerechter Weise auf ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt aufbringen.

[0041] In bevorzugten Varianten umfasst das Stahlflachprodukt eines oder mehrere der folgenden Elemente mit dem nachfolgend angegebenen Gewichtsanteil:

- Si: 0,05 - 1,5 Gew.-%
- Al: 0,01 - 0,3 Gew.-%
- B: 0,0005 - 0,007 Gew.-%
- Nb: 0,002 - 0,2 Gew.-%
- Cr: 0,05 - 2,5 Gew.-%
- Mo: 0,01 - 1,0 Gew.-%
- Mg: 0,0005 - 0,005 Gew.-%
- H: bis zu 0,001 Gew.-%
- Ti: 0,002 - 0,2 Gew.-%
- V: 0,002 - 0,15 Gew.-%
- Ni: 0,05 - 10 Gew.-%
- Cu: 0,01 - 1,0 Gew.-%
- Ca: 0,0005 - 0,005 Gew.-%
- REM: 0,001 - 0,05 Gew.-%
- N: bis zu 0,01 Gew.-%
- P: 0,003 - 0,08 Gew.-%
- Sn: bis zu 0,05 Gew.-%
- As: bis zu 0,05 Gew.-%
- O: bis zu 0,03 Gew.-%
- Co: bis zu 0,2 Gew.-%
- W: bis zu 0,2 Gew.-%
- Be: 0,001 - 0,1 Gew.-%
- Sb: 0,001 - 0,3 Gew.-%
- S: bis zu 0,01 Gew.-%
- Pb: bis zu 0,02 Gew.-%

[0042] Die verschiedenen Bestandteile des Stahls sind im Folgenden ausführlich erläutert, wobei auch jeweils bevorzugte Mindestgehalte und Maximalgehalte für deren Beilegierung angegeben sind.

[0043] Kohlenstoff (C) wird primär zur Steigerung der Zugfestigkeit und Dehngrenze zulegiert. Die Wirkung auf diese beiden mechanischen Kenngrößen entfaltet er durch unterschiedliche Mechanismen. Einerseits kann Kohlenstoff bis zu einem gewissen Anteil sowohl im kubisch-raumzentrierten als auch im kubisch-flächenzentrierten Eisengitter interstitiell gelöst vorliegen und auf diesem Wege eine Festigkeitssteigerung hervorrufen. Dieser Mechanismus ist für die hier beanspruchte Erfindung jedoch von untergeordneter Bedeutung. Hier besteht die wichtigste Aufgabe des Kohlenstoffs darin, eine martensitische und/oder bainitische Gefügeumwandlung zu ermöglichen, die eine signifikante Festigkeitssteigerung zur Folge hat. Die martensitische Gefügeumwandlung wird durch eine stark unterschiedliche Löslichkeit des Kohlenstoffs im kfz- und krz-Gitter in Verbindung mit einer erhöhten Abkühlrate gewährleistet. Die austenitstabilisierende Wirkung des Kohlenstoffs sorgt dafür, dass die erforderliche Abkühlrate für die Martensitbildung verringert wird. Darüber hinaus bewirkt sie jedoch auch eine Absenkung der Martensitstarttemperatur, sodass für die Martensitbildung geringere Temperaturen eingestellt werden müssen. Um eine definierte Festigkeitssteigerung durch Martensitbildung zu bewirken, ist stets ein Mindestgehalt an Kohlenstoff erforderlich. Daher wird der minimale Kohlenstoffgehalt

hier auf 0,03% festgelegt. Um ein sicheres Einhalten der geforderten Mindestwerte für Streckgrenze R_e und Zugfestigkeit R_m auch bei unvermeidbaren Schwankungen der Prozessparameter während des Fertigungsprozesses zu gewährleisten, wird der minimale Kohlenstoffgehalt bevorzugt auf 0,04% festgelegt. Um ausreichend hohe Streckgrenzen und Zugfestigkeiten für das gewünschte Leichtbaupotenzial zu erzielen, wird der minimale C-Gehalt besonders bevorzugt auf 0,06% festgelegt. Ein steigender Kohlenstoffgehalt bewirkt einen Anstieg von Festigkeit und Streckgrenze. Ein zu hoher C-Gehalt bewirkt jedoch auch ein sehr hohes Kohlenstoffäquivalent (CEV), da der C-Gehalt den größten Einfluss auf diesen Kennwert hat. Ein Anstieg des CEV wiederum schränkt die Schweißseignung deutlich ein. Aus diesem Grund wird der C-Gehalt auf maximal 0,3% eingeschränkt. Um zu hohe Festigkeiten und damit ein unweigerliches Absenken der Zähigkeit zu vermeiden, wird der C-Gehalt bevorzugt auf maximal 0,25% festgelegt, um gute Zähigkeiten sicher zu gewährleisten wird besonders bevorzugt ein maximaler C-Gehalt von 0,20% eingestellt.

[0044] Mangan (Mn) erfüllt drei wesentliche Aufgaben. Einerseits bildet Mangan mit Eisen einen Substitutions-Mischkristall, wodurch eine Festigkeitssteigerung hervorgerufen wird. Des Weiteren wirkt Mangan austenitstabilisierend und ermöglicht damit eine martensitische Umwandlung auch bei kleineren Abkühlraten. Darüber hinaus besitzt Mangan eine hohe Affinität zu Schwefel und bindet es zu MnS ab. Auf diesem Wege kann die Bildung versprödender Phasen wie FeS vermieden werden. Um eine Mischkristallverfestigung durch Mangan zu gewährleisten, wird ein Mindestgehalt an Mangan von 0,1% zulegiert. Um darüber hinaus die martensitische Umwandlung zu fördern, wird bevorzugt ein Mangangehalt von mindestens 0,5% eingestellt. Um auch bei relativ niedrigen Abkühlraten die martensitische Umwandlung sicherzustellen, wird besonders bevorzugt ein Mindestgehalt von 0,7% Mangan festgelegt. Andererseits führen hohe Mangangehalte zu einer ungünstigen Martensitstruktur sowie zu zunehmenden Elementseigerung über Materialdicke, was negative Einflüsse auf die mechanischen Eigenschaften haben kann. Um den Anteil von grobem Plattenmartensit gering zu halten, wird der Mangangehalt auf maximal 2,5% beschränkt, um groben Plattenmartensit zu vermeiden, wird der Mangangehalt bevorzugt auf maximal 1,7% begrenzt. Um zusätzlich Seigerungen über Materialdicke zu vermeiden, wird der Mangangehalt besonders bevorzugt auf maximal 1,5% begrenzt.

[0045] C und Mn sind in erfindungsgemäßen Stahlflachprodukten als Pflichtelemente in den voranstehend erläuterten Gehalten stets vorhanden.

[0046] Um die Eigenschaften eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts besonders auszuprägen oder seine Verarbeitbarkeit zu optimieren, können dem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt weitere Legierungselemente zugegeben werden, die nachfolgend erläutert werden. Jedoch werden die Eigenschaften erfindungsgemäßer Stahlflachprodukte auch ohne diese Elemente erzielt, so dass die nachfolgend jeweils als "optional" anwesend angegebenen Legierungselemente im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt auch fehlen können, diese Elemente also auch aus der durch die Erfindung definierten Legierungsvorschrift gestrichen werden können. Zudem können einzelne oder mehrere dieser Elemente als Verunreinigungen in geringeren Gehalten vorliegen als die im Folgenden angegebenen Mindestwerte. In diesem Falle sind sie nicht in der angegebenen Weise wirksam, verschlechtern die angegebenen Eigenschaften des erfindungsgemäßen Stahlflachproduktes jedoch auch nicht und können daher toleriert werden.

[0047] Für die Einstellung der Materialeigenschaften der vorliegenden Erfindung ist das optionale zugeben des Legierungselementes Bor sowie von Mikrolegierungselementen wie Aluminium, Niob, Titan oder Vanadium - entweder einzeln oder in Kombination miteinander - vorteilhaft. Zwar entfalten alle genannten Elemente bereits bei alleinigem Zulegieren eine positive Wirkung auf die Materialeigenschaften, jedoch sind die Wechselwirkungen zwischen den einzelnen Mikro-Legierungselementen hier von übergeordneter Bedeutung. Dies wird im Folgenden genauer erläutert: Bor (B) spielt eine große Rolle bei der Härtebarkeitssteigerung von Stählen. Aus der Walzhitze kommend segregiert es an die Austenitkorn Grenzen und unterdrückt dort die Keimbildung von Ferrit. Auf diesem Wege wird die ferritisch-perlitische Umwandlung zu längeren Abkühlzeiten verschoben und es kann eine martensitische Umwandlung bei geringeren Abkühlraten erreicht werden. Für diesen Mechanismus ist es zwingend erforderlich, dass Bor gelöst vorliegt. Um eine Bornitridbildung zu vermeiden, muss der Gehalt an freiem Stickstoff unterhalb 0,0007% eingestellt werden. Ein solch geringer Gehalt kann technisch bedingt nur durch eine Abbindung von Stickstoff in anderen Verbindungen erreicht werden.

[0048] Im Falle einer optionalen Nutzung von Bor zur Verbesserung der Härtebarkeit ist ein Mindestgehalt an B nötig. Daher wird für diesen Fall der Borgehalt auf mindestens 0,0005% festgelegt. Eine sichere Verbesserung der Härtebarkeit durch freies Bor sollte auch bei nicht vollständig abgebundenem Stickstoff gewährleistet sein. Daher wird der Borgehalt bevorzugt auf mindestens 0,0010%, besonders bevorzugt auf mindestens 0,0015% festgelegt. Da die festigkeitssteigernde Wirkung mit steigendem Borgehalt zunächst zunimmt und oberhalb eines Maximums wieder abfällt wird der Borgehalt des erfindungsgemäßen Stahls auf höchstens 0,007% begrenzt. Ab einem bestimmten Bor-Gehalt wird jedoch keine signifikante Verbesserung der Härtebarkeit mehr erreicht, jedoch die Zähigkeit an den Korngrenzen verringert. Daher wird der Borgehalt bevorzugt auf maximal 0,005% festgelegt. Zum Erreichen der optimalen Eigenschaften im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt wird der Borgehalt in einer besonders bevorzugten Variante auf maximal 0,0035% begrenzt.

[0049] Stickstoff (N) bildet mit B, Al und den Mikrolegierungselementen Nb, Ti und V Nitride sowie durch das Vorhandensein von C auch Karbonitride. Im Falle einer optionalen Nutzung von Bor zur Härtebarkeitssteigerung, wie bereits

erläutert, ist die Bildung von Bornitriden zu vermeiden. Hierzu sind entsprechende legierungstechnische Maßnahmen zur Stickstoffabbinding, z. B. durch das gezielte Zulegieren der Elemente Al, Ti, Nb und/oder V, einzeln oder in Kombination, zu ergreifen. Unter Berücksichtigung der in der Praxis bei der wirtschaftlichen Stahlerzeugung gegebenen Bedingungen können so Stickstoffgehalte von bis zu 0,01% im Sinne einer unvermeidbaren Verunreinigung hingenommen werden. Um den Einsatz der stickstoffabbindingen Elementen gering zu halten und eine prozesssichere Erzeugung des erfindungsgemäßen Stahlflachproduktes zu gewährleisten, sind bevorzugt N-Gehalte von höchstens 0,008%, besonders bevorzugt höchstens 0,006% einzustellen. Gehalte von weniger als 0,002% sind technisch nur unter größtem Aufwand zu vermeiden, weswegen aus wirtschaftlichen Gründen insbesondere ein Gehalt von mindestens 0,002% toleriert wird.

[0050] Aluminium erfüllt bei der Stahlherstellung üblicherweise die Aufgabe der Desoxidation bzw. "Beruhigung" der Stahlschmelze. Dabei wird die hohe Affinität des Aluminiums zu Sauerstoff ausgenutzt. Durch die Abbindung des Sauerstoffs zu Al_2O_3 wird das Aufsteigen von Sauerstoffblasen ("Kochen" der Schmelze) während der Stahlerzeugung vermieden. Für die Beruhigung von Stahlschmelzen wird im Allgemeinen ein Al-Gehalt von mindestens 0,01% zulegiert. Um über feine und in ausreichender Anzahl vorhandene AlN-Partikel das Austenitkornwachstum zu reduzieren, wird bevorzugt ein Al-Gehalt von mindestens 0,02% zulegiert. Ein übermäßiges Zulegieren von Aluminium führt zur Bildung grober Al_2O_3 -Partikel. Um Probleme beim Vergießen der Stahlschmelze durch ein Zusetzen des Tauchrohres mit Al_2O_3 -Partikeln zu vermeiden wird der Al-Gehalt auf maximal 0,3% begrenzt. Um unerwünschte Ausscheidungen im Material insbesondere in Form von nichtmetallischen oxidischen Einschlüssen im Wesentlichen zu reduzieren und/oder zu vermeiden, welche die Materialeigenschaften negativ beeinflussen können, wird der maximale Al-Gehalt bevorzugt auf 0,2% begrenzt.

[0051] Als weiteres optionales Legierungselement ist Titan (Ti) zu nennen. Um durch die Bildung feiner TiN-Partikel das Austenitkornwachstum zu hemmen, kann optional ein Titangehalt von mindestens 0,002% zulegiert werden. Um durch feine und in ausreichender Anzahl vorhandene TiN-Partikel das Austenitkornwachstum zu sicher zu vermeiden, wird vorzugsweise ein Ti-Gehalt von mindestens 0,005% zulegiert. Zur Ausnutzung der kornfeinenden Wirkung von Ti während des Warmwalzen wird bevorzugt ein Ti-Gehalt von mindestens 0,008% eingestellt. Da die Bildungstemperatur von Titanitriden deutlich höher als jene von Bornitriden ist, kann zum Zwecke der Stickstoffabbinding im Falle einer Borlegierung bevorzugt ein Titangehalt von mindestens 0,015% eingestellt werden. Um eine Festigkeitssteigerung durch die Bildung von Titankarbonitriden zu nutzen, kann dem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt ein Ti-Gehalt von maximal 0,2% zulegiert werden. Um einen zu starken Zähigkeitsabfall durch die Bildung einer großen Anzahl groben Titanitride bzw. Titankarbonitride zu vermeiden, wird der Titangehalt bevorzugt auf maximal 0,04%, insbesondere auf maximal 0,1%, begrenzt. Um auch die Ausbildung weniger grober Titanitride bzw. Titankarbonitride sicher zu vermeiden, wird der Titangehalt besonders bevorzugt auf maximal 0,025% begrenzt.

[0052] Besonders sicher wird das Austenitkornwachstum gehemmt, wenn der Titangehalt gegenüber Stickstoff unterstöchiometrisch zulegiert ist. Daher wird in einer besonders bevorzugten Variante das Verhältnis %Ti/%N auf maximal 3,42 begrenzt.

[0053] Ein weiteres optionales Legierungselement ist Niob (Nb). Durch die Bildung von Niobkarbiden und -nitriden bzw. -karbonitriden bei relativ hohen Temperaturen wird das Kornwachstum vor, nach und während eines Walzprozesses behindert, was eine Kornfeinung und damit eine Steigerung der Zähigkeit bewirkt. Hierzu ist ein Niobgehalt von mindestens 0,002% erforderlich. Um diesen Effekt sicher zu nutzen, wird dem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt vorzugsweise mindestens 0,005% Nb zulegiert. Um darüber hinaus das Potenzial von Niob zur Ausscheidungsverfestigung effektiv zu nutzen, wird bevorzugt ein Niobgehalt von mindestens 0,010% eingestellt. Sowohl der Kornfeinungseffekt als auch die Ausscheidungsverfestigung nehmen ab einem bestimmten Nb-Gehalt nicht mehr signifikant zu. Im Falle der Ausnutzung der genannten Effekte wird der Niob-Gehalt vorzugsweise auf maximal 0,1% eingeschränkt. Besonders wirksam sind die beschriebenen Effekte bei einem bevorzugten maximalen Niob-Gehalt von 0,05%.

Im Falle einer Borlegierung wird in einer besonders bevorzugten Variante die Abbindung von Stickstoff durch das Zulegieren einer Kombination aus Aluminium (Al) und Niob (Nb), optional in Kombination mit Titan sichergestellt. Die Elemente Al und Nb sind ebenfalls starke Nitrid- und Karbid- bzw. Karbonitridbildner. Bei einer Kombination aus Al und Nb verbleibt zwar ein höherer Gehalt an freiem Stickstoff im Material als bei alleinigem Zulegieren von Titan (Ti), dieser Gehalt ist jedoch ausreichend gering, um eine Bildung von Bornitriden zu vermeiden und damit Bor in Lösung zu halten. Zu diesem Zweck ist ein Niob-Gehalt von mindestens 0,02% erforderlich bei einer gleichzeitigen Zulegierung von mindestens 0,09% Al. Steht nur die Stickstoffabbinding im Fokus, kann der Niobgehalt in dieser besonders bevorzugten Variante auf maximal 0,03%, der Aluminiumgehalt auf maximal 0,15% begrenzt werden.

[0054] Chrom (Cr) kann als optionales Legierungselement zur Festigkeitssteigerung und zur Verbesserung der Härtebarkeit in Gehalten von 0,05% bis 2,5% enthalten sein. Um eine effektive Festigkeitssteigerung durch Ausscheidungs- und Mischkristallverfestigung zu erzielen, wird bevorzugt ein Mindestgehalt an Cr von 0,1% eingestellt. Cr unterdrückt weiterhin die Bildung von Ferrit und Perlit während des Abkühlvorganges und ermöglicht somit eine vollständige Martensit- und/oder Bainitbildung auch bei geringeren Abkühlraten. Besonders effektiv ist dieser die Härtebarkeit steigernde Effekt bei Gehalten von mindestens 0,2% Cr. Daher wird im Falle einer optionalen Legierung von Cr besonders bevorzugt

ein Gehalt von mindestens 0,2% zulegiert. Um einen negativen Einfluss auf die Schweißseignung zu vermeiden, wird der Cr-Gehalt vorzugsweise auf maximal 1,2% begrenzt. Um einen negativen Einfluss durch die Bildung grober Cr-haltiger Ausscheidungen, insbesondere Karbide, zu verringern, wird der Cr-Gehalt bevorzugt auf maximal 0,8% festgelegt. Zur Vermeidung grober Cr-haltiger Ausscheidung wird der Cr-Gehalt besonders bevorzugt auf maximal 0,5% begrenzt.

[0055] Als weiteres optionales Legierungselement kann Molybdän (Mo) im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt zur Festigkeitssteigerung und zur Verbesserung der Härbarkeit in Gehalten von 0,01% bis 1% enthalten sein. Um eine effektive Festigkeitssteigerung durch Ausscheidungs- und Mischkristallverfestigung zu erzielen, wird bevorzugt ein Mindestgehalt an Mo von 0,1% eingestellt. Wie auch Cr unterdrücken Mo effektiv die Bildung von Ferrit und Perlit während des Abkühlvorganges und ermöglicht somit eine vollständige Martensit- und/oder Bainitbildung auch bei geringeren Abkühlraten (Härbarkeitssteigerung). Besonders effektiv ist dieser die Härbarkeit steigernde Effekt bei Gehalten von mindestens 0,20% Mo. Daher wird im Falle einer optionalen Legierung von Mo besonders bevorzugt ein Gehalt von mindestens 0,20% zulegiert. Um einen negativen Einfluss auf die Schweißseignung zu vermeiden, wird der Mo-Gehalt bevorzugt auf maximal 0,5%, besonders bevorzugt auf maximal 0,3% begrenzt.

[0056] Sowohl Cr als auch Mo verringern mit zunehmenden Gehalten die Schweißseignung. Aus diesem Grund beträgt die Summe der Gewichtsanteile von Chrom (Cr) und Molybdän (Mo) maximal 1,2 Gew.-%, bevorzugt maximal 0,85 Gew.-%, besonders bevorzugt maximal 0,65 Gew.-%.

[0057] Ebenfalls jeweils optional können ein Element oder mehrere Elemente aus der Gruppe "Si, Ni, Cu, V, Ca, Mg, REM, Be, Sb" im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt entsprechend den nachfolgend erläuterten Maßgaben vorhanden sein.

[0058] So kann das erfindungsgemäße Stahlflachprodukt optional Silizium (Si) in Gehalten von 0,05% bis 1,5% aufweisen. Si bildet mit dem Eisengitter einen Substitutionsmischkristall und bewirkt damit eine signifikante Festigkeitssteigerung. Hierzu wird ein Si-Gehalt von mindestens 0,05% zulegiert. Darüber hinaus unterdrückt Si die Zementitbildung aus dem Austenit, so dass mehr Kohlenstoff im Austenit gelöst bleibt, wodurch wiederum die martensitische Umwandlung gefördert wird. Um diesen Effekt zu nutzen, wird bevorzugt ein Si-Gehalt von mindestens 0,07% eingestellt. Zudem verringert Si das Risiko einer unerwünschten späteren Zementitbildung im Martensit und erhöht dadurch die Beständigkeit gegen eine ungewollte Verringerung der Festigkeit in der wärmebeeinflussten Zone beim Schweißen sowie beim Anlassen. Ist dieser Effekt gewünscht, werden besonders bevorzugt Gehalte von mindestens 0,10% zulegiert. Zur Sicherstellung der Walzbarkeit wird der Si-Gehalt auf maximal 1,5% begrenzt. Hohe Gehalte an Silizium können jedoch zur Bildung von Rotzunder führen. Rotzunder hat eine isolierende Wirkung auf die Materialoberfläche und kann dadurch die Wirkung des zur Abkühlung jeweils aufgetragenen Kühlwassers deutlich verringern. Dies wiederum hat negative Auswirkungen auf die martensitische Umwandlung. Aus diesem Grund ist der Gehalt von Si, soweit überhaupt in wirksamen Gehalten vorhanden, bevorzugt auf höchstens 0,6% beschränkt. Dabei lassen sich negative Auswirkungen der optionalen Anwesenheit von Si dadurch besonders sicher vermeiden, dass der optionale Si-Gehalt des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts besonders bevorzugt auf höchstens 0,35% beschränkt wird.

[0059] Bei besonders niedrigen Kühlstopptemperaturen besteht die Gefahr, dass auf dem direktgehärteten Warmband Rückstände von Kühlwasser verbleiben, da die Restwärme nicht für ein vollständiges Abdampfen ausreicht. Diese Kühlwasserrückstände werden beim Aufwickeln des Warmbandes zum Coil zwischen den Windungen eingewickelt und beeinflussen die Oberflächenqualität durch Bildung von porösem Zunder, der bei einer Weiterverarbeitung abplatzen kann, negativ. In Versuchen hat sich gezeigt, dass oben genannte optionale Si-Gehalte diesen Effekt verstärken. Aus diesem Grund wird in einer alternativen bevorzugten Ausführung der Si-Gehalt auf maximal 0,08% begrenzt. In einer alternativen besonders bevorzugten Variante wird der Si-Gehalt zwecks Sicherstellung der Stückverzinkungsfähigkeit nach Klasse 1 auf maximal 0,030% begrenzt.

[0060] Als weiteres optionales Legierungselement kann Nickel (Ni) im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt in Gehalten von 0,05% bis 10% vorgesehen sein. Um eine Verbesserung der Härbarkeit durch die Verringerung der kritischen Abkühlrate zu gewährleisten, wird ein Ni-Mindestgehalt von 0,05% erforderlich. Zur Sicherstellung einer Durchhärtung auch bei höheren Blechdicken wird bevorzugt ein Ni-Mindestgehalt von 0,15% zulegiert. Neben einer Steigerung der Härbarkeit kann Ni auch zur Verbesserung der Zähigkeit zulegiert werden. Ist dies gewünscht, wird besonders bevorzugt ein Ni-Mindestgehalt von 0,3% Ni eingestellt. Eine Zähigkeitssteigernde Wirkung wird effektiv bis zu einem Ni-Gehalt von 10% erzielt. Daher wird der Ni-Gehalt auf maximal 10% begrenzt. Um eine ausreichende Härbarkeit und Zähigkeit auch unter wirtschaftlichen Gesichtspunkten sicherzustellen, wird Ni vorzugsweise auf maximal 5% begrenzt. Da durch die Zulegierung von Ni eine Steigerung des Kohlenstoffäquivalents CEV erfolgt und hierdurch die Schweißbarkeit negativ beeinflusst wird, ist der Ni-Gehalt zur Sicherstellung der Schweißseignung bevorzugt auf maximal 1% begrenzt, besonders bevorzugt auf maximal 0,5% begrenzt.

[0061] Weiterhin kann optional Kupfer (Cu) im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt mit einem Gehalt von 0,01% bis 1% enthalten sein. Soll die härbarkeitssteigernde Wirkung von Cu ausgenutzt werden, wird ein Cu-Gehalt von mindestens 0,01% zulegiert. Zur Sicherstellung der Durchhärtbarkeit auch bei höheren Blechdicken wird bevorzugt ein Mindestgehalt an Cu von 0,03% eingestellt. Darüber hinaus kann Cu die Witterungsbeständigkeit verbessern. Um diesen

Effekt zu nutzen, wird besonders bevorzugt ein Mindestgehalt an Cu von 0,1% vorgesehen. Um einen negativen Einfluss auf die Gießbarkeit der Stahlschmelze zu vermeiden, wird der Cu-Gehalt auf maximal 1% begrenzt. Um einen negativen Einfluss auf die Zähigkeit durch die Bildung grober Cu-Karbide zu verringern, wird der Cu-Gehalt bevorzugt auf maximal 0,5% begrenzt. Zur sicheren Vermeidung grober Cu-Karbide wird der Cu-Gehalt besonders bevorzugt auf maximal 0,3% eingeschränkt.

[0062] Als weiteres optionales Legierungselement kann Vanadium (V) in Gehalten von 0,002% bis 0,2% zulegiert werden. Zur Steigerung von Streckgrenze und Zugfestigkeit durch Ausscheidungshärtung infolge der Bildung von Vanadiumkarbiden und Vanadiumkarbonitriden ist ein Mindestgehalt von 0,002% V zuzugeben. Soll gleichzeitig eine Kornfeinung erzielt werden, wird bevorzugt ein Mindestgehalt von 0,005% V eingestellt. Um einem Streckgrenzen- und Zugfestigkeitsabfall beim Schweißen in der Wärmeeinflusszone durch Auflösung und Wiederausscheidung von Vanadiumkarbonitriden entgegenzuwirken, wird besonders bevorzugt ein Mindestgehalt von 0,01% V zulegiert. Um die oben beschriebenen Effekte auch unter wirtschaftlichen Gesichtspunkten sicherzustellen, wird der V-Gehalt auf maximal 0,15% begrenzt. Da zu hohe V-Gehalte die Zähigkeit mindern können, wird der V-Gehalt vorzugsweise auf maximal 0,07% beschränkt. Um eine zu starke Anhebung des Kohlenstoffäquivalent CEV durch Vanadium und eine dadurch verringerte Schweißseignung zu vermeiden, wird der bevorzugte V-Gehalt auf maximal 0,05%, besonders bevorzugt auf maximal 0,03% festgelegt.

[0063] Bei der optionalen Zulegierung von Vanadium in vorab beschriebenen Gehalten bilden sich infolge einer Anlassglühung bei Temperaturen oberhalb 180°C Vanadiumkarbide. Der in Vanadiumkarbiden abgebundene Kohlenstoff steht nicht mehr für die ausreichende Verfestigung des Martensits zur Verfügung. Aus diesem Grund wird in einer alternativen gegenüber vorab genannten V-Gehalten besonders bevorzugten Ausführung der V-Gehalt auf maximal 0,008% begrenzt.

[0064] Calcium (Ca) dient in Stählen der Desoxidation und zur Einformung von nichtmetallischen Einschlüssen, insbesondere von Mangansulfiden. Durch die rundliche Einformung wird die negative Wirkung der Einschlüsse auf die Warmumformbarkeit, Dauerfestigkeit und Zähigkeit deutlich reduziert. Um diese Effekte auch bei einem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt zu nutzen, kann ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt optional 0,0005% bis 0,005% Ca enthalten. Um eine besonders sichere Wirkung zu garantieren, werden bevorzugt Gehalte von mindestens 0,001% zugegeben, aus Gründen der Ressourceneffizienz wird der Ca-Gehalt bevorzugt auf maximal 0,004% beschränkt.

[0065] Sofern Ca als optionales Legierungselement eingesetzt wird, ist in einer bevorzugten Ausführung ein Verhältnis Calcium zu Schwefel (Ca/S, Anteile jeweils in Gewichtsprozent) von 0,5 - 2,5 einzustellen. In einer besonders bevorzugten Ausführung soll das Verhältnis Ca/S maximal 2,0 betragen.

[0066] Magnesium (Mg) kann in Stählen analog Calcium zur Desoxidation und Entschwefelung verwendet werden. Hierzu kann ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt optional 0,0005% bis 0,005% Mg enthalten.

Bei der Herstellung des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts ist optional die Zugabe von Metallen aus der Gruppe der Seltenen Erden (REM - rare-earth metal), wie z.B. Cer, Lanthan und Neodym, möglich. Zur Steigerung der Festigkeit und Nutzung der kornfeinenden Wirkung wird ein Gehalt von mindestens 0,001% eingestellt. Darüber hinaus kann durch die Abbindende Wirkung der Seltenen Erden auf Schwefel, Phosphor und Sauerstoff die Segregation dieser Elemente an Korngrenzen reduziert werden, wodurch eine Erhöhung der Zähigkeit ermöglicht wird. Bei Gehalten oberhalb 0,05% besteht die Gefahr der Bildung zähigkeitsmindernder Ausscheidungen. Daher wird der Gehalt der Seltenen Erden auf maximal 0,05% begrenzt.

[0067] Beryllium (Be) kann als optionales Legierungselement in Gehalten von 0,001% bis zu 0,1% eingesetzt werden, um durch die Bildung von hochfesten Carbiden und/oder Oxiden die Verschleißbeständigkeit zu erhöhen. Zur sicheren Einstellung der Wirksamkeit wird bevorzugt ein Be-Gehalt von mindestens 0,002% eingestellt. Da bei zu hohen Gehalten die Zähigkeit stark herabgesetzt wird, was im vorliegenden Falle unerwünscht ist, ist der Gehalt bevorzugt auf maximal 0,05% begrenzt. Aufgrund seiner Toxizität wird besonders bevorzugt auf den Einsatz von Be als optionales Legierungselement verzichtet.

[0068] Antimon (Sb) kann als optionales Legierungselement in Gehalten von 0,001 bis 0,3% zulegiert werden, um die Anfälligkeit für Korngrenzenoxidation zu verringern und bei Einsatz höherer Gehalte zudem die Korrosionsbeständigkeit in sauren Medien zu erhöhen, indem es an Korngrenzen segregiert und dort die Neigung zur Wasserstoffgenerierung und damit zur wasserstoffinduzierten Rissbildung verringert oder ganz unterbindet. Um eine sichere Wirkung des Zulegiertens zu erreichen, wird bevorzugt ein Sb-Gehalt von mindestens 0,002%, besonders bevorzugt von mindestens 0,005% zulegiert. Aus Kostengründen wird der Maximalgehalt bevorzugt auf 0,1% beschränkt. Zur Vermeidung von Versprödung insbesondere an Korngrenzen wird der Gehalt besonders bevorzugt auf maximal 0,05% festgelegt.

[0069] Phosphor (P) kann als optionales Legierungselement zur Festigkeitssteigerung in Gehalten von 0,003% bis 0,08% zulegiert werden. Um die Schweißbarkeit des erfindungsgemäßen Stahlflachproduktes nicht negativ zu beeinflussen, wird der maximale P-Gehalt bevorzugt auf 0,05% festgelegt. Um einen negativen Einfluss auf die Zähigkeit zu vermeiden, wird der P-Gehalt im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt bevorzugt auf höchstens 0,02% begrenzt.

Kobalt (Co) hat einen negativen Einfluss auf die Einhärtbarkeit und die Zähigkeit. Technisch bedingt verbleiben jedoch in der Regel stets Spuren von Kobalt in Stählen. Da die negativen Einflüsse des Kobalts im Allgemeinen erst oberhalb

von 0,2% auftreten, wird sein Gehalt auf höchstens 0,2% beschränkt.

[0070] Wolfram (W) bildet mit Molybdän ab bestimmten Gehalten eine Laves-Phase. Diese kann sich negativ auf die Kerbschlagbiege Zähigkeit auswirken. Technisch bedingt ist der Wolframgehalt jedoch üblicherweise nicht beliebig weit reduzierbar, darf jedoch zur Vermeidung negativer Einflüsse nach Maßgabe der Erfindung höchstens 0,2% betragen.

Arsen (As) und Zinn (Sn) können sich bei Temperaturen um 500 °C an Korngrenzen anlagern und dadurch eine Versprödung hervorrufen. Um diese negativen Auswirkungen zu verhindern, ist der Gehalt an As und Sn im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt in üblicher Weise auf höchstens 0,05%, bevorzugt auf höchstens 0,03% zu begrenzen.

[0071] Schwefel (S) bildet bei ausreichender Konzentration Sulfide mit Eisen oder Mangan (FeS bzw. MnS). Diese haben einen negativen Einfluss auf die Verformbarkeit und Zähigkeit. Deshalb ist der Schwefelgehalt auf höchstens 0,01%, bevorzugt auf höchstens 0,008% und besonders bevorzugt auf höchstens 0,006% beschränkt.

[0072] Wasserstoff (H) kann bei zu hohen Gehalten zur Ausbildung von Rissen im Material führen. Um dies zu vermeiden, ist sein Gehalt im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt auf maximal 0,001%, bevorzugt auf maximal 0,0005%, besonders bevorzugt auf maximal 0,0003% begrenzt. Sauerstoff (O) verbindet sich insbesondere mit Aluminium zu Oxiden (Al₂O₃). Diese verringern sowohl die Zähigkeit als auch die Dauerfestigkeit. Daher wird der Sauerstoffgehalt auf maximal 0,03%, bevorzugt maximal 0,02%, besonders bevorzugt maximal 0,01% begrenzt.

[0073] Blei (Pb) ist ein unerwünschtes Begleitelement, daher wird sein Gehalt auf maximal 0,02% eingeschränkt.

[0074] Alle oben genannten optionalen Legierungselemente können in geringen Gehalten als prozessbedingt unvermeidbare Verunreinigungen vorliegen, sind dann jedoch nicht wirksam im Sinne der vorliegenden Erfindung.

[0075] Bei einer bevorzugten Variante des erfindungsgemäßen Stahlflachproduktes beträgt das Kohlenstoffäquivalent CEV maximal 0,7, insbesondere maximal 0,6. Das Kohlenstoffäquivalent CEV berechnet sich nach der Formel:

$$CEV = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Cu + \%Ni}{15} + \frac{\%Cr + \%Mo + \%V}{5}$$

[0076] Durch die angegebenen Maximalwerte für das Kohlenstoffäquivalent CEV ergibt sich eine bessere Schweißseignung. Hierbei wird durch %C, %Mn, %Cu, %Ni, %Cr, %Mo und %V der jeweilige Gehalt dieses Legierungselementes in Gewichtsprozent bezeichnet.

Um eine zu starke Aufhärtung in der Wärmeeinflusszone zu vermeiden und die Kaltrissempfindlichkeit weiter zu reduzieren, wird das Kohlenstoffäquivalent CEV in einer bevorzugten Variante auf maximal 0,5 begrenzt.

[0077] Bei einer weiteren bevorzugten Ausführungsform beträgt das Kohlenstoffäquivalent CET maximal 0,7, insbesondere maximal 0,5, bevorzugt maximal 0,35. Das Kohlenstoffäquivalent CET berechnet sich nach der Formel:

$$CET = \%C + \frac{\%Mn + \%Mo}{10} + \frac{\%Cr + \%Cu}{20} + \frac{\%Ni}{40}$$

[0078] Hierbei wird durch %C, %Mn, %Mo, %Cr, %Cu und %Ni der jeweilige Gehalt dieses Legierungselementes in Gewichtsprozent bezeichnet. Durch die angegebenen Maximalwerte für das Kohlenstoffäquivalent CET ergibt sich eine bessere Schweißseignung.

[0079] Bei einer bevorzugten Variante des Stahlflachproduktes weist das Stahlflachprodukt Zementitpartikel auf, wobei der Anteil der Zementitpartikel mit einem Durchmesser von 20 nm bis 250 nm größer ist als 98%. Dabei liegt der Mittelwert des Durchmessers der Zementitpartikel insbesondere zwischen 50 nm und 150 nm. Die Ausprägung der Zementitpartikel wird hierbei an einem für den Werkstoff charakteristischen Gefügebereich auf ca. 1/3 Blechdicke bestimmt.

[0080] Beim optionalen Legieren der Elemente Cr oder Mo, einzeln oder in Kombination, ist der überwiegende Anteil (d.h. mehr als 50%) an Cr und Mo in den Zementiten eingebaut und liegt nicht gelöst in der Matrix vor.

[0081] In der entsprechenden bevorzugten Variante steht somit ein warmgewalztes Stahlflachprodukt zur Verfügung, das eine hohe Streckgrenze R_e ohne Unstetigkeit im Spannungs-Dehnungs-Diagramm, eine hohe Zugfestigkeit R_m und eine hohe Bruchdehnung A in Kombination mit einer guten Abkantfähigkeit aufweist. Darüber hinaus zeichnet sich dieses bevorzugte warmgewalzte Stahlflachprodukt durch ein niedriges, für eine weitere Verarbeitung vorteilhaftes Streckgrenzenverhältnis R_e/R_m aus.

[0082] Aufgrund seiner durch den Fertigungsprozess gewährleisteten geringen Kantenrissneigung durch ein überwiegend aus Martensit bzw. Bainit bestehenden Gefüges ist ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt hervorragend zum Stanzen und mechanischen Schneiden geeignet.

[0083] Auch thermische Trennverfahren wie Laser- oder Plasmaschneiden können bei der Verarbeitung erfindungsgemäßer Stahlflachprodukte problemlos eingesetzt werden.

[0084] Die erfindungsgemäße Aufgabe wird ebenfalls durch ein Verfahren zur Herstellung eines zuvor beschriebenen Stahlflachproduktes gelöst. Dabei umfasst das Verfahren die folgenden Arbeitsschritte:

EP 3 964 591 A1

- Erzeugen einer Stahlschmelze mit der nachfolgend angegebenen Zusammensetzung (in Gew.-%):
 - C : 0,03-0,3 Gew.-%
 - 5 - Mn: 0,4-2,5 Gew.-%
 - Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen,
- Vergießen der Stahlschmelze zu einem Vorprodukt in Form eines Blocks, einer Bramme, einer Dünnbramme oder eines gegossenen Bandes
 - Durcherwärmen des Vorproduktes auf eine Austenitisierungstemperatur T_{WE} zwischen 1100°C und 1350°C
 - Warmwalzen des Vorproduktes zu dem warmgewalzten Stahlflachprodukt bei einer Warmwalzendtemperatur T_E von mindestens 770 °C, insbesondere mindestens Ar3+20K
 - 15 - Erstes Abkühlen des erhaltenen warmgewalzten Stahlflachproduktes mit einer 20 - 400 °C/s betragenden Abkühlrate auf eine Kühlstopptemperatur
 - Haspeln des auf die Kühlstopptemperatur abgekühlten, warmgewalzten Stahlflachproduktes zu einem Coil
 - Optionales zweites Abkühlen des erhaltenen Coils auf Raumtemperatur
 - Anlassen des zu dem Coil aufgehaspelten Stahlflachproduktes bei einer Glühtemperatur T_G , wobei die Aufheizrate auf die Glühtemperatur maximal 500 K/h beträgt, und wobei eine Haltezeit t_G des Coils auf der Glühtemperatur T_G größer oder gleich einer Mindesthaltezeit $t_{G,min}$ ist, für die gilt:
 - 25

$$t_{G,min} = 150 \cdot B_C \cdot \sqrt{D_C^2 - d_C^2} \cdot T_G^{-\frac{2}{3}}$$

mit

B_C	Breite des zum Coil aufgehaspelten Stahlflachproduktes in Metern
D_C	Außendurchmesser des Coils in Metern
d_C	Innendurchmesser des Coils in Metern
T_G	Glühtemperatur in °C
$t_{G,min}$	Mindesthaltezeit in Stunden

- Abhaspeln und Richten des Stahlflachproduktes

[0085] Die genannte Stahlschmelze kann bevorzugt auch eines oder mehrere optionale Elemente enthalten, die mit Bezug zum Stahlflachprodukt ausführlich erläutert wurden. Ebenso kann der Gehalt an C und Mn innerhalb der erläuterten bevorzugten Bereiche liegen.

[0086] Die prozesstechnische Erzeugung des erfindungsgemäßen Flachstahlproduktes erfolgt über Warmwalzen mit Direkthärten in der Kühlstrecke der Warmbandstraße und anschließendem Anlassen des Warmbandes als Coil in einer Haubenglühe, wahlweise unter H2- oder N2- Schutzatmosphäre oder einer Schutzatmosphäre aus einem Gemisch von H2 und N2. Zunächst wird eine Stahlschmelze mit voranstehender Analyse erzeugt, um bestimmte Eigenschaften des erfindungsgemäß zu erzeugenden warmgewalzten Stahlflachprodukts einzustellen oder auszuprägen.

[0087] Anschließend wird diese Schmelze in konventioneller Weise zu einem Vorprodukt mit einer Dicke d_V vergossen. Bei diesem Vorprodukt handelt es sich typischerweise um eine Bramme. Jedoch ist auch ein Vergießen zu Dünnbrammen, gegossenen Bändern oder Blöcken möglich. Das so erzeugte Vorprodukt hat eine Dicke d_V zwischen 2,5 mm und 350 mm.

[0088] Zum Warmwalzen wird das Vorprodukt mit erfindungsgemäßer Analyse auf Austenitisierungstemperatur T_{WE} , auch als Wiedererwärmungstemperatur bezeichnet, erwärmt. Die Wiedererwärmungstemperatur der erfindungsgemäßen Stähle sollte zwischen 1100°C und 1350°C betragen. Die Wiedererwärmungstemperatur beträgt jedoch bevorzugt mindestens 1220°C, um Verfestigungen im folgenden Walzprozess aufgrund zu niedriger Wiedererwärmungstemperatur zu verringern und bevorzugt maximal 1320°C um ein Aufschmelzen der Brammenoberfläche und eine zu starke Aus-

tenitvergrößerung zu vermeiden und eine wirtschaftliche Fertigung zu ermöglichen. In diesem Temperaturbereich wird zudem ein homogenes Ausgangsgefüge eingestellt. Darüber hinaus werden Ausscheidungen der gezielt legierten Mikrolegierungselemente sicher aufgelöst.

[0089] Während des Herstellungsverfahrens wird das Vorprodukt warmgewalzt zu dem warmgewalzten Stahlflachprodukt bei einer Warmwalzendtemperatur T_E von mindestens 770 °C, insbesondere mindestens Ar3+20K. Während dieses Warmwalzschrittes sinkt die Temperatur des gewalzten Stahlflachprodukts mit jedem Walzstich kontinuierlich bis hin zur Walzendtemperatur T_E , mit der das warmgewalzte Stahlflachprodukt den letzten Walzstich verlässt. Um eine Ferritbildung während des Warmwalzens zu verhindern, muss die Walzendtemperatur mindestens 770 °C betragen. Liegt die Walzendtemperatur T_E mindestens 20 °C über der Ar3-Temperatur des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts, so wird die Ferritbildung besonders sicher vermieden. Die Ar3-Temperatur lässt sich nach "Mathematical Model for Predictions of Austenite and Ferrite Microstructures in Hot Rolling Processes", IRSID Report, St. Germain-en-Laye, 1985, S. 7 über die Gleichung

$$Ar3 [^{\circ}C] = 902 - 527 \cdot \%C - 62 \cdot \%Mn + 60 \cdot \%Si$$

abschätzen.

[0090] Bei einer bevorzugten Variante umfasst das Warmwalzen des Vorproduktes mindestens zwei Warmwalzstiche, die bei einer Temperatur oberhalb einer Rekristallisierungstemperatur T_{NR} durchgeführt werden, wobei für die Rekristallisierungstemperatur T_{NR} gilt:

$$T_{NR} [^{\circ}C] = 887 + 464 \cdot C + 6445 \cdot Nb - 644 \cdot \sqrt{Nb} + 732 \cdot V - 230 \cdot \sqrt{V} + 890 \cdot Ti + 363 \cdot Al - 357 \cdot Si$$

[0091] Die mindestens zwei Warmwalzstiche oberhalb der Rekristallisierungstemperatur haben den Vorteil, dass sich ein feines, mehrfach rekristallisiertes Austenitgefüge ergibt, da es oberhalb dieser Temperatur zur vollständigen Rekristallisation des Austenits im Gefüge des Stahlflachprodukts kommt. Die näherungsweise Berechnung der Rekristallisierungstemperatur erfolgt dabei gemäß der in "Effect of Chemical Composition on Critical Temperatures of Microalloyed Steels", Boratto et al., THERMEC '88, Proceedings, Iron and Steel Institute of Japan, Tokyo, 1988, S. 383-390 angegebenen Methode.

[0092] Bevorzugt ist dabei darauf zu achten, dass die Stichabnahme oberhalb T_{NR} in den einzelnen Stichen jeweils mindestens 6% beträgt um eine ausreichende Verformung einzubringen, damit eine Kornfeinung durch Rekristallisation erzielt wird. Damit eine ausreichende Verformungsenergie über den gesamten Querschnitt, insbesondere auch im Kernbereich bei dickeren Vorprodukten, sichergestellt ist, soll in einer weiter bevorzugten Ausführungsvariante die Stichabnahme oberhalb T_{NR} in den einzelnen Stichen jeweils mindestens 8% betragen. Hierdurch lässt sich eine ausreichende Kerbschlagzähigkeit im erfindungsgemäßen Flachstahlprodukt auch bei niedrigen Anlasstemperaturen und bei geringen Legierungsgehalten an Cr, Mo und Ni und damit geringen CEV und CET gegenüber klassischen Analysen zum Wasservergüten sicherstellen. Beim Warmwalzen oberhalb dieser Temperatur T_{NR} kommt es zur vollständigen Rekristallisation des Austenits im Gefüge des Stahlflachprodukts.

[0093] Bei einer bevorzugten Weiterbildung umfasst das Warmwalzen des Vorproduktes eine Mindestanzahl n_W von Warmwalzstichen, die bei einer Temperatur oberhalb der Rekristallisierungstemperatur T_{NR} durchgeführt werden, wobei die Mindestanzahl n_W dem auf eine ganze Zahl gerundetem Ergebnis $n_{W'}$ entspricht, mit

$$n_{W'} = 2 \cdot \sqrt{\frac{d_V}{6 \cdot d_W}}$$

wobei d_V die Dicke des Vorproduktes und d_W die Dicke des warmgewalzten Stahlflachproduktes ist. Diese Mindestanzahl n_W an Walzstichen oberhalb T_{NR} hat den Vorteil, dass sich durch Rekristallisation ein optimal feinkörniges Gefüge ergibt.

[0094] In einer speziellen Weiterbildung umfasst das Warmwalzen des Vorproduktes mindestens einen Warmwalzstich, der bei einer Temperatur unterhalb der Rekristallisierungstemperatur T_{NR} durchgeführt wird. Die Warmwalzendtemperatur T_E ist also kleiner als die Rekristallisierungstemperatur T_{NR} . Da die Temperatur während der Walzstiche sukzessive sinkt, bedeutet das, dass der letzte oder die letzten Walzstiche bei einer Temperatur unterhalb der Rekris-

tallisierungstemperatur durchgeführt wird bzw. werden. Hierdurch wird die Rekristallisation des Austenit während des letzten Walzstiches (bzw. der letzten Walzstiche im Falle von mehreren Walzstichen unterhalb der Rekristallisationstemperatur) unterdrückt.

[0095] Bevorzugt beträgt der Umformgrad φ über alle Warmwalzstiche, die bei einer Temperatur unterhalb der Rekristallisationstemperatur T_{NR} durchgeführt werden, mindestens 0,25. Der Umformgrad ist dabei wie folgt definiert:

$$\varphi = \left| \ln \left(\frac{d_W}{d_{ENR}} \right) \right|$$

wobei d_W die Dicke des warmgewalzten Stahlflachproduktes bezeichnet und d_{ENR} die Dicke bezeichnet, die das Stahlflachprodukt nach dem letzten bei einer Temperatur oberhalb der Temperatur T_{NR} durchgeführten Walzstiche erreicht hat. Der Umformgrad ist als Absolutbetrag des natürlichen Logarithmus vom Verhältnis dieser beiden Dicken definiert.

[0096] Durch die beschriebene Wahl der Warmwalzendtemperatur T_E und des Umformgrads φ im voranstehend erläuterten Rahmen lässt sich sicherstellen, dass es bei der nach dem Warmwalzen erfolgenden Abkühlung zur Umwandlung des nicht rekristallisierten Austenits in ein feines Gefüge kommt, wodurch eine gute Umformbarkeit des Gefüges bei gleichzeitig hoher Festigkeit sichergestellt wird.

[0097] Das Abkühlen des erhaltenen warmgewalzten Stahlflachproduktes erfolgt unmittelbar nach dem Warmwalzen. Aufgrund der aus dem Stand der Technik bekannten Bauform von Warmwalzwerken und der zugehörigen Abkühlrichtungen ergibt sich, dass der Begriff "unmittelbar" eine Kühlung beschreibt, die maximal 8 s nach Austritt des Stahlflachproduktes aus dem letzten Walzstich beginnt. Die Abkühlrate bei diesem ersten Abkühlen auf eine Kühlstopptemperatur beträgt 20 - 400 °C/s, bevorzugt mindestens 40 °C/s, besonders bevorzugt mindestens 60 °C/s. Als Kühlmittel eignet sich hierbei insbesondere Wasser, welches in einer konventionellen Kühlstrecke in konventioneller Weise auf das Stahlflachprodukt aufgebracht wird.

[0098] Die Kühlstopptemperatur T_{KS} ist bevorzugt um mindestens 250 °C niedriger als die Warmwalzendtemperatur T_E , wobei Kühlstopptemperaturen T_{KS} von höchstens 550 °C, insbesondere 500 °C praxisgerecht sind, sofern sie nicht über $T_E - 250$ °C liegen.

[0099] Dabei werden über die Wahl der Kühlstopptemperatur T_{KS} die Gefügeanteile des erfindungsgemäßen Stahlflachproduktes und damit einhergehend seine Streckgrenze R_e sowie seine weiteren oben erläuterten mechanisch-technologischen Eigenschaften eingestellt.

[0100] Bei einer ersten bevorzugten Variante weist das warmgewalzten Stahlflachprodukt eine Streckgrenze R_e kleiner als 890 MPa auf. In diesem Fall erfolgt das erste Abkühlen des erhaltenen warmgewalzten Stahlflachproduktes auf eine Kühlstopptemperatur von T_{KS} , wobei für die Kühlstopptemperatur T_{KS} gilt:

$$(M_S - 30^\circ\text{C}) \leq T_{KS} < B_S$$

mit

B_S Bainit-Starttemperatur in °C

M_S Martensit-Starttemperatur in °C

[0101] Bei dieser Variante stellt sich im Stahlflachprodukt ein Gefüge ein, das mehr als 50 Fl.-% Bainit, Rest Martensit, Ferrit und Restaustenit umfasst. Der Anteil an Bainit im Gefüge lässt sich dabei durch Einstellung einer Kühlstopptemperatur T_{KS} bestimmen. So ist beispielsweise bei einer Kühlstopptemperatur T_{KS} von etwa 50 °C unterhalb Bainit-Starttemperatur B_S ($T_{KS} \approx B_S - 50^\circ\text{C}$) mit einem Gefügeanteil von 50 Flächen-% Bainit zu rechnen. Ein Bainitanteil von 100 Flächen-%, d.h. ein vollständig bainitisches Gefüge, kann dagegen beispielsweise erreicht werden, indem eine um etwa 120 °C unterhalb der Bainit-Starttemperatur B_S liegende Kühlstopptemperatur T_{KS} gewählt wird ($T_{KS} \approx B_S - 120^\circ\text{C}$). Neben Bainit sind die übrigen Gefügebestandteile Martensit, bis zu 10 Flächen-% Ferrit, bevorzugt bis zu 5 Flächen-% Ferrit und bis zu 5 Volumen-% Restaustenit, wobei die Anteile von Ferrit, Martensit und Restaustenit bei entsprechend hohen Anteilen an dem jeweils anderen Gefügebestandteil jeweils auch "0" sein können. Bei relativ hohen Kühlstopptemperaturen T_{KS} kann ein Teil des Martensits nach dem Abkühlen auch in angelassener Form vorliegen.

[0102] Bei einer zweiten bevorzugten Variante weist das Stahlflachprodukt eine Streckgrenze von mindestens 890 MPa auf. In diesem Fall erfolgt das erste Abkühlen des erhaltenen warmgewalzten Stahlflachproduktes auf eine Kühlstopptemperatur von T_{KS} , wobei für die Kühlstopptemperatur T_{KS} gilt:

$$T_{KS} < (M_S - 100^\circ\text{C})$$

mit

M_S Martensit-Starttemperatur in $^\circ\text{C}$

[0103] Bei dieser Variante stellt sich im Stahlflachprodukt ein Gefüge ein, das mehr als 50 Fl.-% Martensit, Rest Bainit, Ferrit und Restaustenit umfasst. Der Anteil von Martensit lässt sich durch die Wahl der Kühlstopptemperatur T_{KS} einstellen. Um ein beispielsweise vollständig martensitisches Gefüge zu erzeugen, ist eine Kühlstopptemperatur T_{KS} erforderlich, die etwa 380°C unterhalb der Martensit-Starttemperatur M_S liegt ($T_{KS} \approx M_S - 380^\circ\text{C}$).

[0104] Neben Martensit sind die übrigen Gefügebestandteile Bainit, bis zu 10 Flächen-% Ferrit, bevorzugt bis zu 5 Flächen-% Ferrit und bis zu 5 Flächen-% Restaustenit, wobei die Anteile von Ferrit, Bainit und Restaustenit bei entsprechend hohen Anteilen an dem jeweils anderen Gefügebestandteil jeweils auch "0" sein können.

[0105] Die Bainit-Starttemperatur B_S lässt sich gemäß der von Kirkaldy in J.S. Kirkaldy et al.: "Prediction of Microstructure and Hardenability in Low Alloy Steels", Phase Transformations in Ferrous Alloys, AIME, Philadelphia, 1983, 125-148 [4] veröffentlichten Formel:

$$B_S[^\circ\text{C}] = 656 - 57,7 \cdot \%C - 35 \cdot \%Mn - 75 \cdot \%Si - 15,3 \cdot \%Ni - 34 \cdot \%Cr - 41,2 \cdot \%Mo$$

abschätzen.

[0106] Die Martensit-Starttemperatur M_S lässt sich gemäß der von Andrews in K.W. ANDREWS: "Empirical Formulae for the Calculation of Some Transformation, Temperatures". Journal of the Iron and Steel Institute, 203, Part 7, July 1965, 721-727, [5] veröffentlichten Formel:

$$M_S[^\circ\text{C}] = 539 - 423 \cdot \%C - 30,4 \cdot \%Mn - 17,7 \cdot \%Ni - 12,1 \cdot \%Cr - 11 \cdot \%Si - 7,5 \cdot \%Mo$$

abschätzen.

[0107] In einem nächsten wird das auf die Kühlstopptemperatur abgekühlte, warmgewalzte Stahlflachprodukt zu einem Coil gehaspelt.

[0108] Optional erfolgt ein zweites Abkühlen des erhaltenen Coils auf Raumtemperatur. Unter Raumtemperatur ist dabei eine Temperatur im Bereich 20°C - 50°C zu verstehen. Die zweite Abkühlung erfolgt langsam mit einer Abkühlrate, die maximal $0,1\text{ K/s}$, bevorzugt maximal $0,05\text{ K/s}$ beträgt. Hierdurch werden starke Eigenspannungen nach dem Abkühlen im Coil vermieden.

[0109] Das erhaltene Coil wird zur Einstellung der mechanisch-technologischen Eigenschaften als Coil angelassen. Dieser Anlassprozess erfolgt bevorzugt in einer Haubenglühe. Als Schutzgas wird bevorzugt reiner Wasserstoff eingesetzt, aufgrund der hervorragenden Wärmeübertragung und einer dadurch verbesserten Temperaturregelung während des Anlassglühens. Alternativ kann jedoch auch Stickstoff oder eine Mischung aus Wasserstoff und Stickstoff als Schutzgas eingesetzt werden.

[0110] Die Aufheizrate auf die Glühtemperatur T_G soll hierbei 500 K/h nicht überschreiten. Um örtliche Überhitzungen des Coils zu vermeiden, soll die Aufheizrate bevorzugt maximal 300 K/h betragen. Um eine gleichmäßige Durchwärmung und damit ein homogenes Gefüge und homogene mechanische und technologische Eigenschaften über Bandlänge und Bandbreite zu gewährleisten, sollte die Haltezeit t_G größer oder gleich einer Mindesthaltezeit $t_{G,min}$ sein, für die gilt:

$$t_{G,min} = 150 \cdot B_C \cdot \sqrt{D_C^2 - d_C^2} \cdot T_G^{-\frac{2}{3}}$$

mit

B_C Breite des zum Coil aufgehaspelten Stahlflachproduktes in Metern

D_C Außendurchmesser des Coils in Metern

d_C Innendurchmesser des Coils in Metern

T_G Glühtemperatur in $^\circ\text{C}$

$t_{G,min}$ Mindesthaltezeit in Stunden

[0111] Die Glühtemperatur T_G beim Anlassen ist in Abhängigkeit der eingesetzten Analyse und der einzustellenden mechanischen Eigenschaften in Abhängigkeit der Haltezeit zu wählen. Insbesondere beträgt die Glühtemperatur T_G mindestens 170°C, bevorzugt mindestens 200°C und maximal 600°C, bevorzugt maximal 450°C.

[0112] Zur Einstellung der besonderen Gefügeausprägung mit einer Vielzahl feinsten Zementitausscheidungen darf das erfindungsgemäße Stahlflachprodukt nicht zu stark angelassen sein. Der Anlasszustand lässt sich sehr gut über den Hollomon-Jaffe-Parameter (H_P), der sich gemäß folgender Formel berechnet, steuern:

$$H_P = \frac{T'_G}{1000} \cdot (17,7 - 5,8 \cdot \%C + \log t_G)$$

mit

t_G Haltezeit in Stunden

C Kohlenstoffgehalt in Gew.-%

T'_G

Glühtemperatur in K

[0113] Bevorzugt beträgt der der Hollomon-Jaffe-Parameter maximal 20, insbesondere maximal 15, bevorzugt maximal 13,3, besonders bevorzugt maximal 12,1 begrenzt.

[0114] Bevorzugt schließt sich an das Anlassen des zu dem Coil aufgehaspelten Stahlflachproduktes ein drittes Abkühlen auf Raumtemperatur an, wobei die Abkühlrate mindestens 10 K/h, bevorzugt mindestens 20 K/h beträgt. Bei Verwendung einer Abkühlhaube kann die Abkühlrate bis zu 500 K/h betragen.

[0115] Ein auf diese Weise gefertigtes Coils wird anschließend typischerweise auf einer Querteilanlage zu ebenen Bandblechen verarbeitet.

[0116] Die Besonderheit dieser Erfindung liegt im beschriebenen Verfahren mit einer Anlassglühung des Coils vor einer weiteren Verarbeitung zu Bandblechen auf einer Querteilanlage. Durch eine Anlassglühung lässt sich das Streckgrenzen- und Zugfestigkeitsniveau einstellen und die Streuung der mechanischen Eigenschaften über Bandlänge reduzieren. Normalerweise bildet sich durch den Anlassschritt eine ausgeprägte Streckgrenze R_{eH} anstelle der im nicht angelassenen Zustand vorliegenden Dehngrenze $R_{p0,2}$ aus. Diese ausgeprägte Streckgrenze ist für Biege- und Abkantprozesse unvorteilhaft, wie bereits erläutert. Darüber hinaus steigt das Streckgrenzenverhältnis R_e/R_m durch das Anlassen auf Werte $> 0,95$ und liegt damit auf einem für die Verarbeitung beim Endkunden und die notwendige Fertigungssicherheit und Bauteilsicherheit ungünstig hohem Niveau.

[0117] Beim in vorliegender Erfindung beschriebenen Verfahren erfolgt das Verarbeiten des Coils zu Bandblechen erst nach der Anlassglühung. Hierzu wird das Coil abgehaspelt und gerichtet und anschließend zu Blechen geteilt. Beim Richtprozess erfolgt eine plastische Verformung, wodurch die ausgeprägte Streckgrenze R_{eH} , die sich durch den Anlassprozess ausgebildet hat, wieder beseitigt wird. Darüber hinaus wird das Streckgrenzenverhältnis R_e/R_m auf $< 0,95$ abgesenkt, wodurch eine unproblematische Verarbeitung beim Endkunden gewährleistet wird.

[0118] Näher erläutert wird die Erfindung anhand der folgenden Ausführungsbeispiele.

[0119] Zum Nachweis der Wirkung der Erfindung sind erfindungsgemäße Stahlschmelzen A - H, sowie zum Vergleich, nicht erfindungsgemäße Schmelzen I und J mit den in Tabelle 1 angegebenen Zusammensetzungen erschmolzen und zu Brammen, Dünnbrammen oder Bändern mit einer Dicke d_V von 2,5 mm bis 260 mm vergossen worden.

[0120] Zu den Stahlschmelzen A - J sind in der oben erläuterten Art und Weise die Temperatur T_{NR} , die A_{r3} -Temperatur, die Bainitstarttemperatur B_S und die Martensitstarttemperatur M_S berechnet worden. Das Ergebnis dieser Berechnungen ist in Tabelle 2 aufgelistet.

[0121] Die aus den Schmelzen A - D und F - J gegossenen Brammen bzw. Blöcke sind jeweils auf eine Austenitisierungstemperatur T_{WE} wiedererwärmt worden, mit der sie in ein konventionelles Reversiergerüst und anschließend in eine konventionelle Walzstaffel eingelaufen sind, um mit einer Warmwalzendtemperatur T_{ET} zu einem Stahlband mit einer Dicke d_W zwischen 4 und 8 mm warmgewalzt zu werden. Aus Schmelze E wurde ein Band mit einer Dicke von 3 mm gegossen, um anschließend auf eine Dicke von 1,5 mm warmgewalzt zu werden. Versuche mit abweichenden Dicken d_V (und d_W) ergaben ähnliche Eigenschaften und sind daher hier nicht im Detail dargestellt.

[0122] Im Zuge des Warmwalzens sind die Stahlflachprodukte zunächst über eine Mindestanzahl n_W von Walzstichen bei einer Temperatur gewalzt worden, die oberhalb der Temperatur T_{NR} lag. Die Anzahl n_W ist dabei in der voranstehend erläuterten Weise aus der Dicke d_V der Brammen und der Enddicke d_W des bei den Versuchen jeweils warmgewalzten Stahlflachproduktes ermittelt worden. Nach dem Durchlauf der bei Temperaturen oberhalb der Temperatur T_{NR} absolvierten Walzstiche, ist das jeweilige Stahlflachprodukt, mit Ausnahme von Beispiel 10, in mindestens einem weiteren Walzstich bei einer unterhalb der Temperatur T_{NR} liegenden Temperatur warmgewalzt worden. Unmittelbar im Anschluss an den letzten Warmwalzstich sind die durch das Warmwalzen erhaltenen warmgewalzten Stahlbänder mit einer Ab-

kühlrate Θ_Q beschleunigt auf eine Kühlstopptemperatur T_{KS} abgekühlt worden. Nach Erreichen der jeweiligen Kühlstopptemperatur T_{KS} erfolgte mit einer Abkühlrate Θ_Q' eine langsame Abkühlung der Stahlbänder auf Raumtemperatur.

[0123] In Tabelle 3 sind für jeden der Versuche 1 - 16 der Stahl (A - J), aus dem das beim jeweiligen Versuch verarbeitete Stahlflachprodukt bestand, die Dicke des Vorproduktes d_V , die Enddicke des erzeugten Warmbandes d_W , die Anzahl n_W von Walzstichen, die das jeweilige Stahlflachprodukt bei Temperaturen oberhalb der Temperatur T_{NR} durchlaufen hat, der Umformgrad φ_{NR} , der beim Warmwalzen bei Temperaturen unterhalb der Temperatur T_{NR} erzielt worden ist, die Austenitisierungstemperatur T_{WE} , die Warmwalzendtemperatur T_{ET} , die Kühlstopptemperatur T_{KS} , die erste Abkühlrate Θ_Q und die zweite Abkühlrate Θ_Q' angegeben.

[0124] In Tabelle 4 sind für jeden der Versuche 1 - 16 der Stahl (A - J), aus dem das beim jeweiligen Versuch verarbeitete Stahlflachprodukt bestand, die Breite B_C sowie Außendurchmesser D_C und Innendurchmesser d_C des erzeugten Coils, die gewählte Glühtemperatur T_G in °C, die erforderliche Mindestglühzeit $t_{G,min}$ und die tatsächliche Glühzeit t_G , die Glühtemperatur T_G' in K, die dritte Abkühlrate Θ_{QHG} nach dem Glühen in der Haubenglühe und der Hollomon-Jaffe-Parameter H_p aufgeführt.

[0125] Ebenso sind die Gefüge der bei den Versuchen erhaltenen warmgewalzten Stahlflachprodukte untersucht worden. Das Ergebnis dieser Untersuchung ist in Tabelle 5 aufgelistet. Hierbei sind mit M der Gefügeanteil an angelasem Martensit, mit B der Gefügeanteil an Bainit, mit F + P der Gefügeanteil von Ferrit und Perlit, mit RA der Gefügeanteil von Restaustenit und mit $\overline{D_Z}$ der Mittelwert des Durchmessers der einzelnen Zementitpartikel sowie der Anteil A_Z in Flächen-% an Zementitpartikel mit einem Durchmesser zwischen 20 nm und 250 nm bezogen auf den Gesamtanteil der Zementitpartikel.

[0126] An den erhaltenen Stahlflachprodukten sind gemäß DIN EN ISO 6892 die Streckgrenze R_e , die Zugfestigkeit R_m , die Dehnung A_5 , gemäß DIN EN ISO 148-1 die Kerbschlagzähigkeit A_V -20°C bei einer Prüftemperatur von -20 °C, A_V -40°C bei einer Prüftemperatur von -40 °C und A_V -60°C bei einer Prüftemperatur von -60 °C ermittelt worden. Zudem wurden gemäß DIN EN ISO 6506-1 die Härte Brinell HBW 5/750 ermittelt. Die Ergebnisse dieser Prüfungen sind in Tabelle 6 zusammengefasst. Bei allen erfindungsgemäßen Beispielen ergab sich keine ausgeprägte Streckgrenze, so dass für R_e die Dehngrenze $R_{p0.2}$ in Tabelle 6 angegeben ist. Zudem zeigt sich, dass die aus den nicht erfindungsgemäß zusammengesetzten Stahlanalysen (Analysen I und J) bestehenden sowie den mit nicht erfindungsgemäßen Fertigungsparametern (Versuche 3 und 7) hergestellten warmgewalzten Stahlflachprodukten deutlich abweichende mechanisch-technologische Eigenschaften gegenüber den erfindungsgemäßen Stahlflachprodukten aufweisen. Ursache hierfür sind ungünstige Analysezusammensetzungen bzw. Gefügeausprägungen, weshalb entweder die geforderten Festigkeitskennwerte oder die erforderlichen Mindestkerbschlagzähigkeiten nicht erreicht werden.

Tabelle 1: Gehalte der erforderlichen Legierungselemente dieser Erfindung und erprobte Analysen. Gegenbeispiele sind mit (*) gekennzeichnet. Nicht aufgeführte Elemente sind nur als unvermeidbare Verunreinigungen enthalten.

Analyse	C	Mn	Al	Si	Nb	Ti	V	Cr	Mo	Ni	Cu	B	Ca
A	0,091	1,42	0,092	0,201	0,025	0,007		0,337	0,198			0,0019	0,0014
B	0,087	0,89	0,087		0,023	0,011			0,223			0,0020	0,0017
C	0,133	1,43	0,088	0,177	0,024			0,529	0,205			0,0020	
D	0,148	1,13	0,109	0,331		0,014	0,012	0,276				0,0023	0,0015
E	0,175	1,04	0,089	0,334	0,023	0,013		0,221	0,451	1,039			0,0015
F	0,182	0,86	0,034		0,003	0,016	0,026	0,440		0,352	0,256		
G	0,210	1,02											
H	0,096	0,84	0,131	0,230	0,029	0,013	0,016	0,215	0,243	0,147	0,146	0,0029	0,0039
I*	0,026*	1,36	0,041	0,190	0,023			0,325	0,212				0,0013
J*	0,094	2,93*	0,051	0,228		0,025		0,243	0,165				
Analyse	Mg	Sb	Be	REM	P	S	N	Cr+Mo	Ca/S	Ti/N	CEV	CET	
A					0,010	0,002	0,0037	0,535	0,93	1,89	0,43	0,27	
B					0,009	0,003	0,0041	0,223	0,57	2,68	0,28	0,20	
C				0,0082	0,009	0,005	0,0042	0,734			0,52	0,32	
D					0,010	0,002	0,0044	0,276	0,79	3,18	0,39	0,27	
E					0,011	0,002	0,0056	0,672	0,83	2,32	0,55	0,36	
F					0,013	0,003	0,0061	0,440		2,62	0,46	0,31	
G											0,38	0,31	
H	0,0011	0,0072	0,0035		0,071	0,009	0,0070	0,458	0,44	1,86	0,35	0,23	
I*					0,011	0,002	0,0039	0,537	0,65		0,36	0,20	
J*					0,009	0,003	0,0054	0,408		4,63	0,66	0,41	

Tabelle 2: Berechnete charakteristische Temperaturen auf Basis der Legierungsgehalte der untersuchten Analysen. Gegenbeispiele sind mit (*) gekennzeichnet.

Analyse	T_{NR}	A_{r3}	B_S	M_S
A	956	778	566	450
B	1019	801	611	473
C	972	754	559	429
D	873	774	574	435
E	943	765	542	405
F	964	753	595	424
G	984	728	608	419
H	968	813	584	463
I*	897	815	573	479
J*	890	686	517	404

Tabelle 3: Prozessparameter Warmbandstraße. Gegenbeispiele sind mit (*) gekennzeichnet.

Versuch	Analyse	d_V	d_W	n_W	φ	T_{WE}	T_{ET}	T_{KS}	Θ_Q	Θ_Q'
		[mm]	[mm]	[1]	[1]	[°C]	[°C]	[°C]	[°C/s]	[°C/s]
1	A	260	5	12	0,35	1298	873	76	60	0,003
2	A	260	6	10	0,29	1284	881	122	65	0,003
3*	A	260	6	10	0,36	1256	758*	87	55	0,003
4	B	215	8	8	0,37	1249	854	265	60	0,002
5	B	215	4	8	0,43	1275	883	86	55	0,002
6	C	250	6	10	0,26	1297	865	126	55	0,002
7*	C	250	6	11	0,28	1278	869	132	20*	0,003
8	D	260	8	10	0,31	1302	838	106	60	0,001
9	D	260	5,5	10	0,29	1281	861	93	60	0,001
10	E	3	1,5	1	0	1297	1136	78	44	0,003
11	F	215	5	10	0,26	1287	794	118	50	0,003
12	F	215	5	10	0,29	1276	874	81	55	0,002
13	G	180	4	8	0,33	1297	878	97	60	0,003
14	H	180	4	10	0,30	1283	865	86	55	0,001
15	I*	260	6	12	0,35	1297	867	103	60	0,003
16	J*	260	6	10	0,34	1297	878	73	60	0,003

Tabelle 4: Prozessparameter Haubenglühe. Gegenbeispiele sind mit (*) gekennzeichnet.

Versuch	Analyse	B_C	D_C	d_C	T_G	$t_{G,min}$	t_G	T_G'	Θ_{QHG}	H_P
		[m]	[m]	[m]	[°C]	[h]	[h]	[K]	[°C/s]	
1	A	1,531	1,462	0,76	350	5,78	8,2	623	35	11,27
2	A	1,527	1,468	0,76	325	6,09	8,2	598	30	10,82

EP 3 964 591 A1

(fortgesetzt)

Versuch	Analyse	B _C	D _C	d _C	T _G	t _{G,min}	t _G	T _G '	Θ _{QHG}	H _P
		[m]	[m]	[m]	[°C]	[h]	[h]	[K]	[°C/s]	
3*	A	1,536	1,466	0,76	350	5,82	8,2	623	40	11,27
4	B	1,262	1,475	0,76	350	4,82	7,6	623	35	11,26
5	B	1,267	1,439	0,76	365	4,55	7,6	638	35	11,53
6	C	1,334	1,824	0,76	320	7,09	9,5	593	25	10,62
7*	C	1,329	1,813	0,76	345	6,67	9,8	618	25	11,07
8	D	1,326	1,451	0,76	290	5,61	9,5	563	40	10,03
9	D	1,329	1,517	0,76	410	4,74	7,6	683	45	12,10
10	E	1,025	1,213	0,61	360	3,19	4,1	633	35	10,95
11	F	1,536	1,487	0,76	320	6,29	8,9	593	15	10,43
12	F	1,533	1,512	0,76	320	6,42	8,9	593	30	10,43
13	G	0,803	1,216	0,61	330	2,65	4,1	603	15	10,31
14	H	0,808	1,194	0,61	335	2,58	4,1	608	35	10,80
15	I*	1,326	1,513	0,76	350	5,24	6,8	623	30	11,45
16	J*	1,325	1,536	0,76	370	5,15	8,9	643	35	11,64

Tabelle 5: Gefügezusammensetzung. Gegenbeispiele sind mit (*) gekennzeichnet.

Versuch	Analyse	M	B	F + P	RA	$\overline{D}_Z^{**}$	A _Z ^{**}	X _Z ^{**}
		[Flächen-%]			[Volumen-%]	nm	[Flächen-%]	Anzahl/m ²
1	A	100	< 1	< 1	< 1	103	98,7	6,2 • 10 ¹²
2	A	100	< 1	< 1	< 1	83	99,3	8,1 • 10 ¹²
3*	A	65	< 1	35	< 1			
4	B	80	20	< 1	< 1	84	98,4	1,7 • 10 ¹²
5	B	100	< 1	< 1	< 1	88	99,2	1,3 • 10 ¹³
6	C	95	5	< 1	< 1	72	99,6	6,5 • 10 ¹²
7*	C	< 1	5	95	< 1			
8	D	95	5	< 1	< 1	77	99,6	7,6 • 10 ¹²
9	D	95	5	< 1	< 1	108	98,2	4,4 • 10 ¹²
10	E	98	< 1	< 1	< 2	65	98,8	7,3 • 10 ¹²
11	F	95	5	< 1	< 1	69	99,7	8,2 • 10 ¹²
12	F	100	< 1	< 1	< 1	68	99,8	8,5 • 10 ¹²
13	G	90	8	< 1	< 2	72	99,8	8,1 • 10 ¹³
14	H	100	< 1	< 1	< 1	94	99,7	7,4 • 10 ¹²
15	I*	5	70	25	< 1			
16	J*	95	< 1	< 1	5	98	98,4	6,3 • 10 ¹²
** $\overline{D}_Z$, A _Z und X _Z wurden nur für Ausführungsbeispiele mit Mindestanteil Martensit + Bainit von 90% ermittelt								

Tabelle 6: Mechanisch-technologische Eigenschaften. Gegenbeispiele sind mit (*) gekennzeichnet.

Versuch	Analyse	R _{p0,2}	R _m	R _{p0,2} /R _m	A ₅	A _V - 20°C	A _V - 40°C	A _V - 60°C	HBW
		[MPa]	[MPa]	[1]	[%]	[J/cm ²]	[J/cm ²]	[J/cm ²]	[1]
1	A	10 ¹³	1095	0,93	9,2	105	81	63	345
2	A	1037	1124	0,92	10,3	97	68	59	368
3*	A	659	713	0,92	12,7	45	30	18	232
4	B	1026	1137	0,90	10,1	112	86	71	357
5	B	1043	1132	0,92	10,8	104	83	69	362
6	C	1146	1286	0,89	8,3	98	76	58	406
7*	C	562	765	0,73	12,2	130	113	86	231
8	D	1202	1319	0,91	7,4	85	59	47	412
9	D	1178	1257	0,94	8,4	79	63	46	409
10	E	1206	1305	0,92	9,0	56	48	43	398
11	F	1186	1321	0,90	8,9	118	93	76	426
12	F	1225	1345	0,91	8,7	98	81	77	432
13	G	1298	1451	0,89	7,5	56	47	42	447
14	H	1018	1116	0,91	11,3	126	107	76	353
15	I*	614	698	0,88	13,4	78	66	52	219
16	J*	1023	1156	0,88	6,2	39	28	18	363

Patentansprüche

1. Warmgewalztes Stahlflachprodukt, das

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

- C : 0,03-0,3 Gew.-%

- Mn: 0,4-2,5 Gew.-%

- Optional eines oder mehrere der folgenden Elemente mit dem nachfolgend angegebenen Gewichtsanteil:

- Si: 0,05-1,5 Gew.-%

- Al: 0,01 - 0,3 Gew.-%

- B: 0,0005 - 0,007 Gew.-%

- Nb: 0,002 - 0,2 Gew.-%

- Cr: 0,05 - 2,5 Gew.-%

- Mo: 0,01 - 1,0 Gew.-%

- Mg: 0,0005 -0,005 Gew.-%

- H: bis zu 0,001 Gew.-%

- Ti: 0,002 - 0,2 Gew.-%

- V: 0,002 - 0,15 Gew.-%

- Ni: 0,05 - 10 Gew.-%

- Cu: 0,01- 1,0 Gew.-%

- Ca: 0,0005 - 0,005 Gew.-%

- REM: 0,001- 0,05 Gew.-%

- N: bis zu 0,01 Gew.-%

- P: 0,003 - 0,08 Gew.-%

- Sn: bis zu 0,05 Gew.-%

- As: bis zu 0,05 Gew.-%

EP 3 964 591 A1

- O: bis zu 0,03 Gew.-%
- Co: bis zu 0,2 Gew.-%
- W: bis zu 0,2 Gew.-%
- Be: 0,001 - 0,1 Gew.-%
- Sb: 0,001- 0,3 Gew.-%
- S: bis zu 0,01 Gew.-%
- Pb: bis zu 0,02 Gew.-%

- Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen,

und eine Streckgrenze R_e von mindestens 680 MPa aufweist,
und das Stahlflachprodukt keine ausgeprägte Streckgrenze aufweist.

2. Warmgewalztes Stahlflachprodukt nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Verhältnis von Streckgrenze zu Zugfestigkeit R_e/R_m mindestens 0,84 und maximal 0,95 beträgt.

3. Warmgewalztes Stahlflachprodukt nach einem der Ansprüche 1 bis 2, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Summe der Gewichtsanteile von Chrom (Cr) und Molybdän (Mo) maximal 1,2 Gew.-%, bevorzugt maximal 0,85 Gew.-%, besonders bevorzugt maximal 0,65 Gew.-% beträgt.

4. Warmgewalztes Stahlflachprodukt nach einem der Ansprüche 1 bis 3, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Kohlenstoffäquivalent C_{EV} maximal 0,7, insbesondere maximal 0,6, bevorzugt maximal 0,5 beträgt.

5. Warmgewalztes Stahlflachprodukt nach einem der Ansprüche 1 bis 4, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Kohlenstoffäquivalent C_{ET} maximal 0,7, insbesondere maximal 0,5, bevorzugt maximal 0,35 beträgt.

6. Warmgewalztes Stahlflachprodukt nach einem der Ansprüche 1 bis 5, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Stahlflachprodukt eine Kerbschlagzähigkeit aufweist, die bei einer Prüftemperatur von -60°C mindestens $25\text{J}/\text{cm}^2$ beträgt und/oder die bei einer Prüftemperatur von -40°C mindestens $35\text{J}/\text{cm}^2$ beträgt und/oder die bei einer Prüftemperatur von -20°C mindestens $50\text{J}/\text{cm}^2$ beträgt.

7. Warmgewalztes Stahlflachprodukt nach einem der Ansprüche 1 bis 6, **dadurch gekennzeichnet, dass**

- die Streckgrenze kleiner ist als 890MPa und der Stahl ein Gefüge aufweist, das mehr als 50 Fl.-% Bainit, Rest Martensit, Ferrit, Perlit und Restaustenit umfasst, wobei insbesondere der Anteil von Ferrit und Perlit maximal 10 Fl.-%, bevorzugt maximal 5 Fl.-% beträgt und wobei der Anteil an Restaustenit bevorzugt maximal 5 Vol.-% beträgt

oder

- die Streckgrenze mindestens 890MPa beträgt und der Stahl ein Gefüge aufweist, das mehr als 50 Fl.-% Martensit, Rest Bainit, Ferrit, Perlit und Restaustenit umfasst, wobei insbesondere der Anteil von Ferrit und Perlit maximal 10 Fl.-%, bevorzugt maximal 5 Fl.-% beträgt und wobei der Anteil an Restaustenit bevorzugt maximal 5 Vol.-% beträgt.

8. Warmgewalztes Stahlflachprodukt nach einem der Ansprüche 1 bis 7, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Stahlflachprodukt Anlasskarbide aufweist, deren Dichte mindestens 10^{11}m^{-2} , bevorzugt mindestens 10^{12}m^{-2} und höchstens 10^{14}m^{-2} , bevorzugt höchstens 10^{13}m^{-2} beträgt.

9. Warmgewalztes Stahlflachprodukt nach einem der Ansprüche 1 bis 8, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Stahlflachprodukt Zementitpartikel aufweist, wobei der Anteil der Zementitpartikel mit einem Durchmesser von 20 nm bis 250 nm größer ist als 98% und wobei insbesondere der Mittelwert des Durchmessers der Zementitpartikel zwischen 50 nm und 150 nm liegt.

10. Verfahren zur Herstellung eines gemäß einem der voranstehenden Ansprüche ausgebildeten, warmgewalzten Stahlflachproduktes umfassend folgende Arbeitsschritte

- Erzeugen einer Stahlschmelze mit der nachfolgend angegebenen Zusammensetzung (in Gew.-%):

- C : 0,03-0,3 Gew.-%

EP 3 964 591 A1

- Mn: 0,4-2,5 Gew.-%
- Optional eines oder mehrere der folgenden Elemente mit dem nachfolgend angegebenen Gewichtsanteil:

- Si: 0,05 - 1,5 Gew.-%
- Al: 0,01 - 0,3 Gew.-%
- B: 0,0005 - 0,007 Gew.-%
- Nb: 0,002 - 0,2 Gew.-%
- Cr: 0,05 - 2,5 Gew.-%
- Mo: 0,01 - 1,0 Gew.-%
- Mg: 0,0005 - 0,005 Gew.-%
- H: bis zu 0,001 Gew.-%
- Ti: 0,002 - 0,2 Gew.-%
- V: 0,002 - 0,15 Gew.-%
- Ni: 0,05 - 10 Gew.-%
- Cu: 0,01 - 1,0 Gew.-%
- Ca: 0,0005 - 0,005 Gew.-%
- REM: 0,001 - 0,05 Gew.-%
- N: bis zu 0,01 Gew.-%
- P: 0,003 - 0,08 Gew.-%
- Sn: bis zu 0,05 Gew.-%
- As: bis zu 0,05 Gew.-%
- O: bis zu 0,03 Gew.-%
- Co: bis zu 0,2 Gew.-%
- W: bis zu 0,2 Gew.-%
- Be: 0,001 - 0,1 Gew.-%
- Sb: 0,001 - 0,3 Gew.-%
- S: bis zu 0,01 Gew.-%
- Pb: bis zu 0,02 Gew.-%

- Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen,

- Vergießen der Stahlschmelze zu einem Vorprodukt in Form eines Blocks, einer Bramme, einer Dünnbramme oder eines gegossenen Bandes
- Durcherwärmen des Vorproduktes auf eine Austenitisierungstemperatur T_{WE} zwischen 1100°C und 1350°C
- Warmwalzen des Vorproduktes zu dem warmgewalzten Stahlflachprodukt bei einer Warmwalzendtemperatur T_E von mindestens 770 °C, insbesondere mindestens $A_{r3}+20K$
- Erstes Abkühlen des erhaltenen warmgewalzten Stahlflachproduktes mit einer 20 - 400 °C/s betragenden Abkühlrate auf eine Kühlstopptemperatur
- Haspeln des auf die Kühlstopptemperatur abgekühlten, warmgewalzten Stahlflachproduktes zu einem Coil
- Optionales zweites Abkühlen des erhaltenen Coils auf Raumtemperatur
- Anlassen des zu dem Coil aufgehaspelten Stahlflachproduktes bei einer Glüh-temperatur T_G , wobei die Auf-heizrate auf die Glüh-temperatur maximal 500 K/h beträgt, und wobei eine Haltezeit t_G des Coils auf der Glüh-temperatur T_G größer oder gleich einer Mindesthaltezeit $t_{G,min}$ ist, für die gilt:

$$t_{G,min} = 150 \cdot B_C \cdot \sqrt{D_C^2 - d_C^2} \cdot T_G^{-\frac{2}{3}}$$

mit

- B_C Breite des zum Coil aufgehaspelten Stahlflachproduktes in Metern
- D_C Außendurchmesser des Coils in Metern
- d_C Innendurchmesser des Coils in Metern
- T_G Glüh-temperatur in °C
- $t_{G,min}$ Mindesthaltezeit in Stunden

- Abhaspeln und Richten des Stahlflachproduktes

11. Verfahren nach Anspruch 10, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Glühtemperatur T_G mindestens 170°C, bevorzugt mindestens 200°C und maximal 600°C, bevorzugt maximal 450°C beträgt.

12. Verfahren nach Anspruch einem der Ansprüche 10 bis 11, **dadurch gekennzeichnet, dass** der Hollomon-Jaffe-Parameter H_P beim Anlassen maximal 20, insbesondere maximal 15, bevorzugt maximal 13,3, besonders bevorzugt maximal 12,1 beträgt, wobei der Hollomon-Jaffee-Parameter H_P definiert ist als:

$$H_P = \frac{T'_G}{1000} \cdot (17,7 - 5,8 \cdot \%C + \log t_G)$$

mit

t_G Haltezeit in Stunden
 C Kohlenstoffgehalt in Gew.-%
 T'_G Glühtemperatur in K

13. Verfahren nach einem der Ansprüche 10 bis 12, **dadurch gekennzeichnet, dass** sich an das Anlassen des zu dem Coil aufgehaspelten Stahlflachproduktes ein drittes Abkühlen auf Raumtemperatur anschließt, wobei die Abkühlrate mindestens 10 K/h, bevorzugt mindestens 20 K/h beträgt.

14. Verfahren nach einem der Ansprüche 10 bis 13, wobei das warmgewalzte Stahlflachprodukt eine Streckgrenze aufweist und wobei

- die Streckgrenze kleiner ist als 890MPa und das erste Abkühlen des erhaltenen warmgewalzten Stahlflachprodukts eine Kühlstopptemperatur von T_{KS} erfolgt, wobei für die Kühlstopptemperatur T_{KS} gilt:

$$(M_S - 30^\circ\text{C}) \leq T_{KS} < B_S$$

mit

B_S Bainit-Starttemperatur in °C
 M_S Martensit-Starttemperatur in °C

oder

- die Streckgrenze mindestens 890MPa beträgt und das erste Abkühlen des erhaltenen warmgewalzten Stahlflachprodukts eine Kühlstopptemperatur von T_{KS} erfolgt, wobei für die Kühlstopptemperatur T_{KS} gilt:

$$T_{KS} < (M_S - 100^\circ\text{C})$$

mit

M_S Martensit-Starttemperatur in °C



EUROPÄISCHER RECHERCHENBERICHT

 Nummer der Anmeldung
EP 20 19 4833

5

10

15

20

25

30

35

40

45

50

55

EINSCHLÄGIGE DOKUMENTE			
Kategorie	Kennzeichnung des Dokuments mit Angabe, soweit erforderlich, der maßgeblichen Teile	Betrifft Anspruch	KLASSIFIKATION DER ANMELDUNG (IPC)
X	WO 2018/134186 A1 (THYSSENKRUPP HOHENLIMBURG GMBH [DE] ET AL.) 26. Juli 2018 (2018-07-26) * Zusammenfassung; Ansprüche 1-14; Tabellen 1-4 * * Seiten 8, 10 *	1-7	INV. C21D8/02 C22C38/04 C21D9/46 C22C38/00 C22C38/02 C22C38/06 C22C38/42 C22C38/44 C22C38/46 C22C38/48 C22C38/50 C22C38/54 C22C38/58
X	WO 2018/108653 A1 (THYSSENKRUPP STEEL EUROPE AG [DE]; THYSSENKRUPP AG [DE]) 21. Juni 2018 (2018-06-21) * Zusammenfassung; Ansprüche 1-15; Tabellen 1-5 *	1-14	
A	WO 2019/016041 A1 (THYSSENKRUPP STEEL EUROPE AG [DE]; THYSSENKRUPP AG [DE]) 24. Januar 2019 (2019-01-24) * das ganze Dokument *	1-14	
			RECHERCHIERTE SACHGEBIETE (IPC)
			C21D C22C
Der vorliegende Recherchenbericht wurde für alle Patentansprüche erstellt			
Recherchenort Den Haag		Abschlußdatum der Recherche 19. Januar 2021	Prüfer Mikloweit, Alexander
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 : mündliche 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	

1

EPO FORM 1503 03.82 (P04C03)

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

EP 20 19 4833

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.

19-01-2021

	Im Recherchenbericht angeführtes Patentdokument	Datum der Veröffentlichung	Mitglied(er) der Patentfamilie	Datum der Veröffentlichung
10	WO 2018134186 A1	26-07-2018	CA 3051157 A1	26-07-2018
			CN 110291215 A	27-09-2019
			EP 3571324 A1	27-11-2019
15			JP 2020507007 A	05-03-2020
			KR 20190110562 A	30-09-2019
			US 2019338384 A1	07-11-2019
			WO 2018134186 A1	26-07-2018

20	WO 2018108653 A1	21-06-2018	CA 3046108 A1	21-06-2018
			CN 110088326 A	02-08-2019
			EP 3555337 A1	23-10-2019
			JP 2020509161 A	26-03-2020
			KR 20190095340 A	14-08-2019
25			US 2020071785 A1	05-03-2020
			WO 2018108653 A1	21-06-2018

	WO 2019016041 A1	24-01-2019	CN 109280861 A	29-01-2019
			CN 110959049 A	03-04-2020
30			EP 3655560 A1	27-05-2020
			WO 2019016041 A1	24-01-2019

35				
40				
45				
50				
55				

EPO FORM P0461

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

- EP 2576848 A [0008]

In der Beschreibung aufgeführte Nicht-Patentliteratur

- Mathematical Model for Predictions of Austenite and Ferrite Microstructures in Hot Rolling Processes. *IR-SID Report*, 1985, 7 [0089]
- Effect of Chemical Composition on Critical Temperatures of Microalloyed Steels. **BORATTO et al.** THERMEC '88, Proceedings. Iron and Steel Institute of Japan, 1988, 383-390 [0091]
- Prediction of Microstructure and Hardenability in Low Alloy Steels. **KIRKALDY IN J.S. KIRKALDY et al.** Phase Transformations in Ferrous Alloys. AIME, 1983, 125-148 [0105]
- **ANDREWS IN K.W. ANDREWS.** Empirical Formulae for the Calculation of Some Transformation, Temperatures. *Journal of the Iron and Steel Institute*, Juli 1965, vol. 203, 721-727 [0106]