

(19)



(11)

**EP 3 964 592 A1**

(12)

**EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG**

(43) Veröffentlichungstag:  
**09.03.2022 Patentblatt 2022/10**

(21) Anmeldenummer: **20194839.5**

(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 8/0242;**  
**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;** (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:

- **Grüber, Markus**  
**44225 Dortmund (DE)**

• **Stötzel, Tim**

**56566 Neuwied (DE)**

• **Thiel, Robin**

**46145 Oberhausen (DE)**

• **Wissing, Yannick**

**40227 Düsseldorf (DE)**

• **Fechte-Heinen, Rainer**

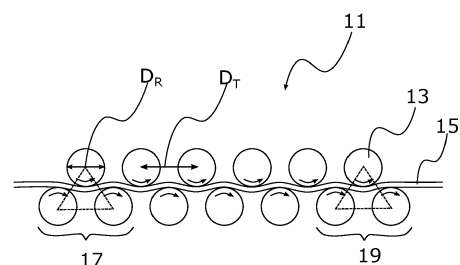
**46238 Bottrop (DE)**

(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 0,03-0,65 Gew.-% Kohlenstoff, 0,1-2,5 Gew.-% Mangan, optionalen Elementen, Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen besteht. Das Stahlflachprodukt weist eine Streckgrenze von mindestens 680 MPa auf. Zudem ist die Druckeigenspannung an mindestens einer Oberfläche des Stahlflachproduktes größer als 2/12 der Streckgrenze. Die weiterhin ein Verfahren zur Herstellung eines derartigen Stahlflachproduktes, wobei ein spezieller Richtprozess zum Einsatz kommt.

Fig.1



**EP 3 964 592 A1**

(52) Gemeinsame Patentklassifikation (CPC): (Forts.)  
C21D 2211/002; C21D 2211/008

## Beschreibung

**[0001]** Die Erfindung betrifft ein hochfestes Stahlflachprodukt mit einer Mindeststreckgrenze von 680 MPa, welches eine gezielt eingebrachten Eigenspannungsverteilung über die Banddicke besitzt, aufgrund derer das Stahlflachprodukt unter anderem eine verbesserte Umformbarkeit beim Biegen besitzt.

**[0002]** Eine hohe Festigkeit von Stahlflachprodukten ermöglicht eine Konstruktion von Bauteilen, die hohen mechanischen Belastungen stand halten und gleichzeitig ein geringes Bauteilgewicht aufweisen. Diese Eigenschaft erlaubt unter anderem Anwendungen im Bereich des Nutzfahrzeugbaus sowie des Mobilkranbaus. Auch in Anwendungen, in denen ein Stahlflachprodukt abrasivem Verschleiß unterliegt, ist eine hohe Festigkeit des Stahlflachproduktes hilfreich, da hiermit eine hohe Härte einhergeht, welche dem Verschleiß entgegenwirkt. Solche Anwendungen sind etwa Kippermulden oder Förderzeuge, bei denen abrasiver Verschleiß auftritt.

**[0003]** Gleichwohl bedarf es neben der hohen Festigkeit bzw. Härte eines ausreichenden Umformvermögens, um die Herstellung von Bauteilen aus einem Stahlflachprodukt zu ermöglichen. Eine hohe Festigkeit geht jedoch typischerweise mit einer verringerten Umformbarkeit einher.

**[0004]** Aufgabe der vorliegenden Erfindung ist es, ein hochfestes Stahlflachprodukt bereitzustellen, das verbesserte Umformigenschaften aufweist. Weitere Aufgabe ist es ein effizientes Verfahren zur Herstellung dieses Stahlflachproduktes bereitzustellen.

**[0005]** Diese Aufgabe wird gelöst durch ein warmgewalztes Stahlflachprodukt, das aus einem Stahl mit der nachfolgend angegebenen Zusammensetzung besteht (in Gew.-%):

- C : 0,03-0,65 Gew.-%
- Mn: 0,1-2,5 Gew.-%
- Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen,

und eine Streckgrenze von mindestens 680 MPa aufweist. Optional umfasst der Stahl weitere Elemente, die im Folgenden noch ausführlich erläutert werden. Zudem ist die Druckeigenspannung an mindestens einer Oberfläche des Stahlflachproduktes größer als 2/12 der Streckgrenze, insbesondere größer als 4/12 der Streckgrenze, bevorzugt größer als 5/12 der Streckgrenze, besonders bevorzugt größer als 6/12 der Streckgrenze.

**[0006]** Die Druckeigenspannung hat den Vorteil, dass sie eine nachfolgende Umformung, speziell eine Biegeumformung, unterstützt. Im Falle einer solchen Biegeumformung bildet die Oberfläche, welche die angegebenen Druckeigenspannungen aufweist, stets die konvexe Seite der Biegung. Zudem wirkt sich die nachfolgende Druckeigenspannung positiv auf zyklische Beanspruchung aus und reduziert beispielsweise das Risiko von Materialermüdung durch das Verhindern von Risswachstum.

**[0007]** Das generelle Einbringen von oberflächennahen Druckeigenspannungen ist beispielsweise aus der US 4,191,599 oder der US 2019/0300977 bekannt. In beiden Fällen wird die Eigenspannungsverteilung durch einen zusätzlichen Prozessschritt, beispielsweise eine Wärmebehandlung, eingestellt, sodass gegenüber dem hier beschriebenen Herstellungsverfahren ein entsprechender Mehraufwand notwendig ist.

**[0008]** Mit Eigenspannungen sind im Sinne dieser Anmeldung nur Eigenspannungen 1. Art gemeint, die bei Relaxation eine Änderung der Form des Stahlflachprodukts hervorrufen können. Explizit nicht betrachtet werden demnach Eigenspannungen 2. Art und 3. Art, welche lediglich in einzelnen Körnern oder Kornbereichen wirksam sind. Die Definition der betrachteten Eigenspannungen basiert auf der von Macherauch et al. in der Schrift "Zur zweckmäßigen Definition von Eigenspannungen", Härtereitechnische Mitteilungen 28, 1973, S. 201-211 Abgrenzung der verschiedenen Arten von Eigenspannungen.

**[0009]** Die Messung der Eigenspannungen, deren Werte im Folgenden für das erfindungsgemäße Stahlflachprodukt angegeben sind, werden mittels der Bohrlochmethode bestimmt. Die Bohrlochmethode ist gemäß ASTM E837-08 "Standard Test Method for Determining Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain-Gage Method" spezifiziert und ermöglicht insbesondere die Ermittlung von Eigenspannungen 1. Art.

**[0010]** Weiterhin werden im Sinne dieser Anmeldung unter Eigenspannungen ausschließlich die Eigenspannungen parallel zur Walzrichtung des Stahlflachprodukts gemeint, da aufgrund der Prozessroute in Form von Warmwalzen und Richtwalzen in dieser Richtung die betragsmäßig größten Eigenspannungen auftreten.

**[0011]** 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  $R_{p0.2}$  verstanden.

**[0012]** 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. Insbesondere beträgt die Streckgrenze mindestens 890 MPa, um effiziente Konstruktionen zu ermöglichen.

**[0013]** Bei einer speziellen Weiterbildung ist die genannte Druckeigenspannungen an der mindestens einen Oberfläche außerdem kleiner als die Streckgrenze des Stahlflachproduktes. Hierdurch wird erreicht, dass kein plastisches Fließen eintritt. Insbesondere ist die Druckeigenspannung an der mindestens einen Oberfläche kleiner als 8/10 der Streckgrenze, um einen ausreichenden Abstand zur Streckgrenze einzuhalten und damit einer ungewollten Verformung entgegenzuwirken.

**[0014]** Bei einer bevorzugten Weiterbildung beträgt das Verhältnis von Streckgrenze zu Elastizitätsmodul E des Stahlflachproduktes maximal 0,01. Ein kleines Verhältnis von Streckgrenze und Elastizitätsmodul ermöglicht die Einbringung einer ausreichenden plastischen Umformung in einem Richtwalzprozess, der zur Einstellung eines ebenen Fertigprodukts mit einer definierten Eigenspannungsverteilung notwendig ist. Insbesondere übersteigt daher das Verhältnis von Streckgrenze zu Elastizitätsmodul nicht einen Wert von 0,0085, bevorzugt liegt der maximale Wert für das Verhältnis von Streckgrenze und Elastizitätsmodul bei 0,007, besonders bevorzugt bei maximal 0,0055.

**[0015]** Insbesondere weist das warmgewalzte Stahlflachprodukt eine Dicke dw von 1,5 mm bis 25 mm, insbesondere bis 20mm 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.

**[0016]** Das erfindungsgemäße Stahlflachprodukt zeichnet sich durch eine hervorragende Umformbarkeit aus, welche für typische Anwendungen in Biegeoperationen besteht. Diese hervorragende Umformbarkeit wird durch ein möglichst geringes Verhältnis aus minimalem Biegeradius zur Dicke dw des Stahlflachproduktes charakterisiert. Zur Ermittlung des minimalen Biegeradius werden Probestreifen des zu prüfenden Materials mit beliebiger, jedoch in einer Prüfreihe konstanter Orientierung zur Walzrichtung mit stetig kleiner werdendem Biegeradius gebogen. Die konvexe Biegeseite wird einer optischen Kontrolle, ggf. unterstützt durch vergrößernde Optiken, unterzogen. Sind keine Risse sichtbar, so gilt die Prüfung als bestanden. Sind Risse feststellbar, so gilt der zuvor verwendete Biegeradius, bei dem keine Rissbildung feststellbar war, als der minimal mögliche Biegeradius. Als Grenzwert zur Definition eines Risses wird eine Mindestrisslänge von 10 µm festgelegt.

**[0017]** Sofern die Streckgrenze kleiner ist als 1100MPa beträgt das Verhältnis des minimalen Biegeradius zur Dicke des Stahlflachproduktes maximal 4, insbesondere maximal 2,5, bevorzugt maximal 2,1. Für Streckgrenzen größer oder gleich 1100 MPa beträgt das Verhältnis von minimalem Biegeradius und Dicke maximal 4,5, insbesondere maximal 3,0, bevorzugt maximal 2,5.

**[0018]** Um die geforderte Festigkeit des erfindungsgemäßen Stahlflachproduktes einzustellen, besteht das Gefüge insbesondere aus Bainit, Martensit sowie Restaustenit. Die Bezeichnung "Bainit" schließt ausdrücklich bainitischen Ferrit mit ein. Die Bezeichnung "Martensit" schließt ebenso angelassenen Martensit ein. Die im weiteren genannten Anteile der Gefügebestandteile beziehen sich stets auf eine Auswertung bezogen auf die Fläche.

**[0019]** Beträgt die Streckgrenze weniger als 890 MPa, so umfasst das Gefüge bevorzugt zu mindestens 50 % Bainit, höchstens 10 Vol.-%, bevorzugt höchstens 5 Vol.-% Martensit. Insbesondere kann das Gefüge zu 100 Vol.-% Bainit umfassen.

**[0020]** Beträgt die Streckgrenze mindestens 890MPa, so weist der Stahl ein Gefüge auf, das mehr als 50 Vol.-% Martensit, höchstens 10 Vol.-%, bevorzugt höchstens 5 Vol.-% Ferrit, Rest Bainit umfasst. Insbesondere kann das Gefüge zu 100 Vol.-% Martensit umfassen.

**[0021]** In bevorzugten Varianten umfasst das Stahlflachprodukt eines oder mehrere der folgenden Elemente mit dem nachfolgend angegebenen Gewichtsanteil:

- Si: 0,05 - 1,5 Gew.-% oder bis zu 0,03 Gew.-%
- Al: 0,01 - 1,5 Gew.-%
- B: 0,0001 - 0,0075 Gew.-%
- Nb: 0,002 - 0,2 Gew.-%
- Cr: 0,05 - 2,5 Gew.-%
- Mo: 0,01 - 0,5 Gew.-%
- Ti: 0,002 - 0,3 Gew.-%
- V: 0,002 - 0,3 Gew.-%
- Ni: 0,05 - 10 Gew.-%
- Cu: 0,01- 1,0 Gew.-%
- Ca: 0,0001- 0,0065 Gew.-%
- REM: 0,001 - 0,05 Gew.-%
- N: 0,002- 0,01 Gew.-%
- P: 0,003 - 0,05 Gew.-%
- Sn: 0,001% - 0,04 Gew.-%
- As: 0,001 - 0,02 Gew.-%
- O: 0,001 - 0,03 Gew.-%

- Co: 0,01 - 0,7 Gew.-%
- W: 0,005 - 0,2 Gew.-%
- Zr: 0,005 - 0,2 Gew.-%
- Be: 0,001-0,1 Gew.-%
- Sb: 0,001- 0,3 Gew.-%
- S: 0,0002- 0,01 Gew.-%
- Pb: 0,0001 - 0,02 Gew.-%

**[0022]** Die verschiedenen Bestandteile des Stahls sind im Folgenden ausführlich erläutert, wobei auch jeweils bevorzugte Mindestgehalte und Maximalgehalte für deren Beilegierung angegeben sind.

**[0023]** Kohlenstoff (C) ist primär zur Steigerung von Zugfestigkeit und Streckgrenze im Stahlsubstrat vorhanden. Durch C-Gehalte von mindestens 0,03 Gew.-% kann die Wirkung im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt effizient genutzt werden. Die interstitielle Löslichkeit des Kohlenstoffs sowohl in der kubisch-flächenzentrierten als auch in der kubisch-raumzentrierten Gitterstruktur ermöglicht eine solche Festigkeitssteigerung. Da die Löslichkeit jedoch innerhalb der verschiedenen Gitterstrukturen variiert, kann die Anwesenheit von C außerdem zu einer martensitischen Phasenumwandlung führen. Hierbei wird durch eine ausreichend hohe Abkühlrate der Kohlenstoff in der raumzentrierten Struktur zwangsgelöst und führt somit zu einer tetragonalen Verzerrung des kubischen Systems. Diese Martensitumwandlung resultiert in einer signifikanten Festigkeitssteigerung, die bei prozesstypischen Variationen vorzugsweise im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt bei C-Gehalten ab 0,06 Gew.-% besonders sicher stattfindet. Bei erhöhten Temperaturen kann es zwischen C und weiteren Legierungselementen zur Bildung von Karbiden kommen, welche ebenfalls zu einer erhöhten Festigkeit beitragen. Diese Karbide sind entweder härter als die umgebende Matrix oder verzerren die Matrix in solchem Maße, dass deren Härte ansteigt. Dieser Härteanstieg beeinflusst insbesondere die Verschleißfestigkeit des erfindungsgemäßen Stahlflachproduktes positiv. Für eine effiziente Ausnutzung der Karbidbildung sollte bevorzugt ein C-Gehalt von 0,07 Gew.-% nicht unterschritten werden. Gleichzeitig hat der C-Gehalt eine senkende Wirkung auf die Martensit-Starttemperatur. Um die Durchhärbarkeit des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts zu gewährleisten, wird eine Obergrenze des C-Gehalts von maximal 0,65 Gew.-% empfohlen. Auch die Schweißseignung wird durch den C-Gehalt beeinflusst. So kann vorzugsweise bei maximalen C-Gehalten von 0,4 Gew.-% eine besonders gute Schweißseignung gewährleistet werden. Um die Ausnutzung der positiven Wirkung des Kohlenstoffs auf die Festigkeits-eigenschaften zu ermöglichen und gleichzeitig die Reduzierung der Duktilität und Zähigkeit eines erfindungsgemäßen Stahlflachproduktes zu limitieren, ist der C-Gehalt bevorzugt auf maximal 0,2 Gew.-% zu beschränken.

**[0024]** Mangan (Mn) nimmt im Stahlsubstrat als Legierungselement reguläre Gitterplätze ein. Dabei verzerren die Substitutionsatome durch ihren Atomradius, der sich von dem der Eisenatome unterscheidet, das kubische Gitter und erhöhen somit die Festigkeit. Um diesen Effekt der Mischkristallverfestigung zu ermöglichen, soll Mn in Gehalten von mindestens 0,1 Gew.-% im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt vorliegen. Des Weiteren wird Mn aufgrund seiner hohen Sauerstoffaffinität als Desoxidationsmittel eingesetzt. Ein vorzugsweise eingestellter Mindest-Gehalt von 0,5 Gew.-% wirkt sich beruhigend auf die Schmelze des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts aus. Neben Sauerstoff weist Mn außerdem eine hohe Affinität zum Schwefel, der herstellungsbedingt meist in Form von unvermeidbaren Verunreinigungen im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt vorliegt, auf. Durch bevorzugte Zugabe von Mn-Gehalten von mindestens 0,7 Gew.-% kann durch diese Affinität der Schwefel abgebunden werden (zu MnS) und so die Bildung versprödnender Phasen (z. B. FeS) vermieden werden. Mn neigt zur Ausbildung von Seigerungen über die Materialdicke, welche die mechanisch-technologischen Eigenschaften des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts verschlechtern. Solche Seigerungen können durch einen Grenzwert des Mn-Gehalts von maximal 3,0 Gew.-% eingedämmt werden, um das entsprechende Eigenschaftsprofil des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts homogen zu gewährleisten. Des Weiteren kann bei höheren Mn-Gehalten die Schweißseignung und das Umformverhalten von erfindungsgemäßen Stahlflachprodukten negativ beeinflusst werden. Vorzugsweise können durch eine Beschränkung des Mn-Gehalts auf maximal 2,5 Gew.-% die negativen Effekte auf die Fügbarkeit weitestgehend unterdrückt werden. Bei höherem Mn-Gehalt wird das erfindungsgemäße Stahlflachprodukt überhitzungsempfindlicher und neigt zur Anlasssprödigkeit. Um diese negativen Effekte einzudämmen und die Wirkung der Mn-Legierung optimal auszunutzen, wird bevorzugt ein Mn-Gehalt von maximal 2,0 Gew.-% beigelegt.

**[0025]** Neben den Pflichtelementen, deren Zugabe für die Herstellung eines erfindungsgemäßen Stahlflachproduktes notwendig sind, können optional zusätzliche Elemente beigelegt werden, um die gewünschten mechanisch-technologischen Eigenschaften in besonderem Maße zu erfüllen. Alle optionalen Elemente können in geringeren als den hier angegebenen Mindestgehalten in Form von Verunreinigungen vorliegen ohne die Eigenschaften des Produkts wesentlich zu beeinflussen.

**[0026]** Optional können die folgenden Elemente hinzugefügt werden: Silizium (Si) bildet als optionales Legierungselement im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt einen Substitutionsmischkristall, was zu einer Steigerung der Festigkeit führt. Durch die Zugabe von mindestens 0,05 Gew.-% wird ein Festigkeitsniveau erzielt, wie es im Profil des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts beschrieben ist. Si besitzt des Weiteren

die Fähigkeit, im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt als unerwünschte Verunreinigung vorliegenden Sauerstoff an sich zu binden und dadurch die Schmelze zu beruhigen. Diese Eigenschaft, welche das optionale Legierungselement Aluminium (Al) ebenfalls aufweist, kommt vorzugsweise bei Si-Gehalten von mindestens 0,07 Gew.-% zum Tragen. Als Karbidhemmer erhöht Si im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt die Beständigkeit gegen eine unerwünschte Festigkeitsabnahme innerhalb der Wärmeeinflusszone beim Schweißen und Anlassen. Diese Faktoren kommen bevorzugt bei Si-Gehalten von mindestens 0,10 Gew.-% zum Tragen. Durch die Zugabe von zu großen Mengen an Si wird die Walzbarkeit des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts negativ beeinflusst. So ist eine gute Walzbarkeit sichergestellt, wenn der Si-Gehalt maximal 1,5 Gew.-% beträgt. Hohe Si-Gehalte begünstigen außerdem die Bildung von Rotzunder, welcher durch seine isolierende Wirkung die Effizienz des Kühlwassers deutlich reduziert. Um die notwendige Prozessstabilität zur sicheren Herstellung des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts zu gewährleisten, ist vorzugsweise ein Si-Gehalt von maximal 0,6 Gew.-% nicht zu überschreiten. Für eine optimale Erzielung der mechanisch-technologischen Eigenschaften bei gleichzeitig stabiler Prozessführung während der Herstellung des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts ist bevorzugt ein maximaler Si-Gehalt von 0,35 Gew.-% zu wählen. Neben den beschriebenen Grenzwerten ist eine alternative Variante des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts möglich, bei welcher ein maximaler Si-Gehalt von 0,030 Gew.-% eingehalten wird. Durch diese Einschränkung wird die Stückverzinkbarkeit des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts in solchem Maße verbessert, dass dieser Fertigungsschritt optional ausgeführt werden kann.

**[0027]** Wie Silizium kann auch Aluminium (Al) optional als Legierungselement eingesetzt werden. Bei der Stahlherstellung wird Al üblicherweise zur Beruhigung der Schmelze eingesetzt. Durch die Abbindung des Sauerstoffs zu  $Al_2O_3$  wird das Aufsteigen von Sauerstoffblasen vermieden. Im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt ist, um diesen Effekt auszunutzen, ein Al-Gehalt von mindestens 0,01 Gew.-% notwendig. Neben der Funktion als Desoxidationsmittel in der Stahlschmelze, welche durch die hohe Sauerstoffaffinität des Aluminiums zustande kommt, wird Al auch zur Kornfeinung genutzt. So bindet Al ebenfalls das optionale Legierungselement Stickstoff (N) und es bilden sich Aluminiumnitride. Diese verbessern die Keimbildung und behindern durch die resultierend hohe Keimdichte das Kornwachstum, wodurch mehr kleine Körner entstehen und die Zähigkeit des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts gesteigert wird. Für die Kornfeinung ist vorzugsweise ein Al-Gehalt von mindestens 0,02 Gew.-% erforderlich. Da beim erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt optional Bor (B) zur Erzielung einer hohen Härte eingesetzt werden kann, ist eine gute Abbindung des enthaltenen Stickstoffs wichtig. Bei der optionalen Anwesenheit von Niob (Nb) kann Al die Bildungsenergie von Niobnitriden und -karbonitriden herabsetzen, wodurch das atomare Bor ungebunden die Eigenschaften des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts verbessern kann. Des Weiteren senkt ein ausreichender Al-Gehalt die Dichte. Um gegen mögliche prozessbedingte und technisch nur mit hohem Aufwand vermeidbare Schwankungen des N-Gehalts abgesichert zu sein und eine geringere Dichte einzustellen, sollte bevorzugt ein Al-Gehalt von mindestens 0,070 Gew.-% gewählt werden. Um alle vorgenannten Effekte der Al-Legierung zugleich sicher nutzen zu können, wird der Al-Gehalt besonders bevorzugt auf mindestens 0,085 Gew.-% eingestellt. Durch die hohe Affinität zum Sauerstoff vergrößern die resultierenden  $Al_2O_3$ -Partikel bei hohen Al-Gehalten. Um die Ausscheidung grober Partikel, die negativen Einfluss auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften nehmen, zu verhindern, sollte ein Al-Gehalt von maximal 1,5 Gew.-% nicht überschritten werden. Bei der Herstellung eines erfindungsgemäßen Stahlflachproduktes wirkt sich der enthaltene Al-Gehalt auf die Vergießbarkeit aus. Um eine gute Vergießbarkeit zu gewährleisten, ist vorzugsweise ein Al-Gehalt von maximal 0,4 Gew.-% einzustellen. Ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt mit einem Al-Gehalt von bevorzugt maximal 0,15 Gew.-% führt zur optimalen Ausnutzung des zulegierten Aluminiums, wenn keine Anforderungen an die Dichterduktion bestehen.

**[0028]** Wie bereits angedeutet ist die Zugabe von Bor (B) bei der Herstellung des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts optional möglich, um das gewünschte Härteniveau zu erreichen. Hierzu können B-Gehalte von mindestens 0,0001 Gew.-% zulegiert werden. B muss für seine härteerhöhende Wirkung atomar im Stahlsubstrat vorliegen. Entsprechend sind beim optionalen Einsatz von B zusätzliche Elemente beizufügen, die den als optionales Legierungselement oder unerwünschte Verunreinigung ggf. enthaltenen Stickstoff in solchem Maße abbinden, dass die Bildung von Bornitrid verhindert wird. Bevorzugte Ausführungen sind die Kombination der B-Legierung entweder mit Aluminium (Al) in Kombination mit Niob (Nb) oder mit Titan (Ti), welche durch ihre Affinität zum Stickstoff bevorzugt als Nitrid- und Karbid- bzw. Karbonitridbildner fungieren. Um eine ausreichend hohe Konzentration an atomarem B im Stahlsubstrat bei vollständiger Stickstoff-Abbindung gewährleisten zu können, ist vorzugsweise ein minimaler B-Gehalt von 0,0005 Gew.-% einzustellen. So ist das erfindungsgemäße Stahlflachprodukt gegenüber herstellungsbedingt unvermeidbaren Schwankungen im Stickstoffgehalt abgesichert. Innerhalb des Gefüges segregiert B bevorzugt an Austenitkorn- oder Phasengrenzen, wodurch die ferritische Keimbildung unterdrückt und die ferritisch-perlitische Phasenumwandlung zu längeren Abkühlzeiten verschoben wird. All diese positiven Wirkmechanismen des Bors sind bei einer bevorzugten Einstellung eines minimalen B-Gehaltes von 0,0010 Gew.-% gegeben. Bei weiterem Zulegieren kann sich der Effekt der Festigkeitssteigerung durch B sogar rückläufig verhalten und entfestigend wirken. Um dieser Wirkung zu entgehen, sind B-Gehalte von maximal 0,0075 Gew.-% einzuhalten. Durch dessen Neigung zur Korngrenzenanlagerung können sich bei B-Gehalten, die diesen Wert überschreiten, die Zähigkeitseigenschaften des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts verschlechtern. Der Einfluss von B ist auf bestimmte Gehalte begrenzt, worüber hinaus eine zusätzliche Hinzugabe

keine weitere positive Wirkung bedingt. Entsprechend werden vorzugsweise B-Gehalte von maximal 0,005 Gew.-% empfohlen. Da der Effekt von Bor bei steigenden Gehalten verhältnismäßig gering wird, sind bevorzugt Gehalte von maximal 0,0035 Gew.-% beizufügen, um eine besonders effiziente B-Legierung sicherzustellen.

**[0029]** Zum Abbinden des im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts des ggf. als Legierungselement oder als unvermeidbaren Verunreinigung enthaltenen Stickstoffs (N) kann optional Niob (Nb) zur Schmelze hinzugegeben werden. Durch die hohe Temperaturbeständigkeit der Niobnitride, -karbide und -karbonitride behindern diese das Kornwachstum vor, während und nach dem Walzprozess. Die hierdurch entstehende feinere Mikrostruktur weist verbesserte Zähigkeitseigenschaften auf. Um einen ausreichenden Effekt zu erzielen, wird einen Nb-Gehalt von mindestens 0,002 Gew.-% benötigt. Zur Bildung solcher Nitrokarbide, -nitride und -karbonitride ist eine relativ hohe Bildungsenergie nötig, die in Form von hohen Temperaturen eingebracht werden muss. Falls neben Nb auch Aluminium (Al) in der Legierung enthalten ist, wie es beim erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt optional der Fall ist, kann die Bildungsenergie herabgesetzt und effizienter die Bildung von Bornitriden verhindert werden. Ein vorzugsweise eingestellter Nb-Gehalt von mindestens 0,005 Gew.-% gewährleistet eine ausscheidungshärtende Wirkung der entstehenden Partikel. Für die Ausbildung einer kornfeinenden Wirkung der Niobnitride, -karbide und karbonitride ist bevorzugt ein Nb-Gehalt von mindestens 0,010 Gew.-% nicht zu unterschreiten. Um eine vollständige Abbindung des Stickstoffs trotz prozesstypischer Variationen zu sicherzustellen, sind besonders bevorzugt mindestens 0,020 Gew.-% beizufügen. Bei Nb-Gehalten, die 0,2 Gew.-% überschreiten, ist keine weitere Verbesserung der mechanisch-technologischen Eigenschaften erkennbar, weshalb dieser Wert als Maximalgrenze vorgesehen wird. Kommt es zu einer vermehrten Ausscheidung von Niobkarbiden, kann darunter außerdem die Zähigkeit des erfindungsgemäßen Stahlflachproduktes leiden. Deshalb sind vorzugsweise Nb-Gehalte von maximal 0,1 Gew.-% einzustellen. Ein hoher Nb-Gehalt erhöht die Rekristallisationstemperatur TNR merklich. Hierdurch entsteht bei konstanten Fertigungsprozessen eine stärker gelängte ehemalige Austenitstruktur. Diese kann sich auch in anisotropen Werkstoffverhalten widerspiegeln. Durch einen Nb-Gehalt von bevorzugt maximal 0,08 Gew.-% können die gewünschten Zähigkeitseigenschaften des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts in Querrichtung besonders sicher gewährleistet werden. Besonders bevorzugt kann die Isotropie der Festigkeitseigenschaften durch maximale Nb-Gehalte von 0,035 Gew.-% erzielt werden.

**[0030]** Chrom (Cr) kann als optionales Element in bestimmten Konzentrationen zur Festigkeitssteigerung beitragen. Um diesen Effekt der Härtebarkeit zu nutzen, ist ein Cr-Gehalt von mindestens 0,05 Gew.-% notwendig. Die Durchhärtebarkeit von Cr-haltigen Legierungskonzepten, welche besonders vorteilhaft bei größeren Dicken ist, rührt von der aktiven Unterdrückung der Bildung von Ferrit und Perlit durch den Cr-Gehalt. Somit wird eine vollständige martensitische oder bainitische Umwandlung auch bei geringeren Abkühlraten ermöglicht. Positiver Zusatzeffekt von Cr als Legierungselement ist der zähigkeitssteigernde Charakter. Für die Erzielung des gewünschten Zähigkeitsniveaus eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts sollte vorzugsweise ein Cr-Gehalt von mindestens 0,1 Gew.-% eingebracht werden. Die Korrosionsbeständigkeit von Cr macht das Legierungselement für verschiedenste Anwendungen interessant. Gerade in Kombination mit anderen optionalen Elementen wie Silizium (Si) oder Aluminium (Al) kann die Zunderbeständigkeit des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts verbessert werden. Hierzu wird bevorzugt ein Cr-Gehalt von mindestens 0,2 Gew.-% gewählt. Aus fügetechnologischen Gesichtspunkten ist Cr hinderlich, da die Schweißbarkeit mit steigendem Gehalt merklich abnimmt. Um die Fügbarkeit des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts zu gewährleisten, ist der Cr-Gehalt auf maximal 2,5 Gew.-% zu limitieren. Neben der Festigkeitssteigerung durch den Mechanismus der Mischkristallverfestigung bildet Cr zusätzlich Karbide, welche die Streckgrenze erhöhen und gleichzeitig die Zähigkeit verbessern können. Allerdings können zu grobe Karbide die mechanisch-technologischen Eigenschaften und insbesondere die Zähigkeit des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts negativ beeinflussen, weshalb vorzugsweise ein Cr-Gehalt von maximal 1,5 Gew.-% eingehalten werden sollte. Für eine optimale Ausnutzung der Wirkweise des Cr als Legierungselement sollte im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt ein Gehalt von maximal 0,8 Gew.-%, besonders bevorzugt maximal 0,5 Gew.-% eingestellt werden, da mit steigenden Gehalten die Effizienz der Cr-Zugabe abnimmt.

**[0031]** Ähnliche Eigenschaften wie Chrom (Cr) weist das optionale Legierungselement Molybdän (Mo) auf, weshalb beide bevorzugt in Kombination eingesetzt werden. Um das Festigkeitsniveau eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts zu erreichen, ist ein Mo-Gehalt von mindestens 0,01 Gew.-% einzustellen. Hierbei wirken vordergründig die Mechanismen der Ausscheidungs- und Mischkristallverfestigung. Des Weiteren verringert Mo die Neigung des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts zur Anlassversprödung und verbessert die Warmfestigkeit. Hierzu ist vorzugsweise ein Mo-Gehalt von mindestens 0,05 Gew.-% vorhanden. Durch die Zugabe von bestimmten Mo-Gehalten kann die Durchhärtebarkeit eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts verbessert werden. Bevorzugt ist ein Gehalt von mindestens 0,20 Gew.-% zu wählen, um die Eigenschaften des Mo optimal auszunutzen. Von einer Erhöhung des Mo-Gehalts oberhalb von 1,0 Gew.-% wird aus wirtschaftlichen Gründen abgesehen, da dies keinen mechanisch-technologischen Nutzen nach sich zieht und die Kosten unnötig steigert. Die steigende Festigkeit durch die Zugabe von Mo korreliert mit einer sinkenden Umformbarkeit, wodurch umformende Fertigungsprozesse bei der Bearbeitung eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts wesentlich beeinflusst werden. So ist der Mo-Gehalt vorzugsweise auf maximal 0,5 Gew.-% zu limitieren, um die Wamumformbarkeit nicht zu gefährden. Ein erhöhter Mo-Gehalt hat außerdem eine steigernde Wirkung auf den Haltepunkt A1 zur Folge, weshalb bevorzugt Mo-Gehalten von maximal 0,30 Gew.-%

eingesetzt werden, um eine technisch aufwändig zu realisierende Temperaturführung bei der erfindungsgemäßen Herstellung des Stahlflachprodukts im Wesentlichen zu vermeiden.

**[0032]** Ein weiteres Legierungselement, welches optional im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt eingesetzt werden kann, ist Titan (Ti). Gerade die Wechselwirkung zwischen Ti und dem ggf. als Legierungselement oder als unvermeidbare Verunreinigung im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt vorhandene Stickstoff (N) bringt bei Ti-Gehalten von mindestens 0,002 Gew.-% große Vorteile mit sich. Die so geformten Titanitride (TiN) hemmen das Austenitkornwachstum bei hohen Temperaturen wie beispielsweise in der dem Walzprozess vorausgehenden Vorwärmung und verbessern somit die Zähigkeitseigenschaften. Durch die Abbindung des Stickstoffs verhindert Ti zudem, dass dieser ansonsten eine Bindung mit dem optional enthaltenen Bor eingehen und dadurch dessen Wirkweise merklich schädigen würde, da Bor zur Festigkeitssteigerung atomar vorliegen muss. Um die ggf. vorhandenen N-Gehalte, die prozesstypisch variieren können, abzubinden, wird vorzugsweise ein Ti-Gehalt von mindestens 0,005 Gew.-% eingebracht. Die Ausscheidungsverfestigung der gebildeten Titanitride ist bei Ti-Gehalten von mindestens 0,008 Gew.-% wahrnehmbar, weshalb dieser Wert bevorzugt als Untergrenze eingesetzt wird. Neben der Affinität des Ti zum Stickstoff kann es auch Bindungen mit dem in dem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt enthaltenen Kohlenstoff eingehen. Die so entstehenden Titankarbide oder -karbonitride haben einen ausscheidungshärtenden Charakter im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt. Um in ausreichender Konzentration für die Bildung verschiedener nichtmetallischer Einschlüsse vorzuliegen, sollte besonders bevorzugt ein Ti-Gehalt von mindestens 0,015 Gew.-% eingebracht werden. Die Titankarbide, -nitride und -karbonitride wirken sich kornfeinend während des thermomechanischen Walzens aus und verbessern entsprechend die Zähigkeit des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts. Durch die Zugabe von Titan wird allerdings auch die Rekristallisationsstoptemperatur TNR merklich angehoben. Um einen ausreichend hohen Rekristallisationsgrad des ehemaligen Austenitkorns und damit ein quasi-isotropes Werkstoffverhalten gewährleisten zu können, wird der maximale Ti-Gehalt auf 0,3 Gew.-% beschränkt. Auch die Zähigkeitseigenschaften, welche für ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt von großer Bedeutung sind, können durch die Bildung grober TiN bei zu hohen Ti-Gehalten und gleichzeitigem Vorhandensein von N merklich absinken. Deshalb ist der Ti-Gehalt vorzugsweise auf maximal 0,2 Gew.-% zu limitieren. Vorteilhaft hinsichtlich der mechanisch-technologischen Eigenschaften sind Titankarbide, -nitride sowie -karbonitride mit niedrigem Durchmesser. Größere Ausscheidungen haben negative Auswirkungen auf die Dauerfestigkeitseigenschaften des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts unter zyklischer Belastung. Die Ausbildung zu grober Karbide kann bevorzugt durch einen maximalen Ti-Gehalt von 0,1 Gew.-% begrenzt oder gar vollständig vermieden werden.

**[0033]** Vanadium (V) kann optional als Legierungselement im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt eingesetzt werden. V-Gehalte von mindestens 0,002 Gew.-% sind vorteilhaft, um das Festigkeitsniveau des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts abzusichern. V bildet in der Legierung feine Ausscheidungen, welche das Festigkeitsniveau des erfindungsgemäßen Stahlflachproduktes merklich steigern können. Um eine erste Festigkeitssteigerung auch bei Stickstoff- oder Temperaturschwankungen zu erzielen, wird vorzugsweise ein V-Gehalt von mindestens 0,005 Gew.-% eingestellt. Neben der Ausscheidungshärtung kann V bevorzugt bei Gehalten von mindestens 0,008 Gew.-% zur Kornfeinung beitragen. So werden ebenfalls die Festigkeit sowie die Zähigkeit des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts gesteigert. In Lösung kann sich V zudem umwandlungsverzögernd auf die Legierung auswirken. Aus wirtschaftlicher Sicht ist von V-Gehalten, die 0,15 Gew.-% überschreiten, abzuraten, da die geringe weitere Eigenschaftsverbesserung durch höhere Gehalte die damit verbundene deutliche Kostensteigerung nicht rechtfertigt. Da die angestrebten Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften in Querrichtung des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts unter anderem vom Rekristallisationsgrad des ehemaligen Austenitgefüges abhängen, wird vorzugsweise der V-Gehalt auf maximal 0,07 Gew.-% beschränkt. Durch V steigt die Rekristallisationstemperatur TNR des Stahlflachprodukts merklich, was zu einem gestreckten Austenitkorn und anisotropem Werkstoffverhalten führt. Der Effekt von V ist jedoch im Vergleich zu Niob (Nb) eher schwach. Dennoch werden bevorzugt V-Gehalte von maximal 0,03 Gew.-% eingesetzt, um diesen Effekt sicher einzudämmen. Um eine gute Schweißbarkeit des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts zu gewährleisten und die Rissneigung beim Schweißen zu senken, wird besonders bevorzugt ein V-Gehalt von maximal 0,01 Gew.-% zulegiert.

**[0034]** In einer alternativen Ausführung kann der V-Gehalt auch auf höhere Gehalte festgelegt werden, wenn insbesondere die Rissneigung durch entsprechende Prozessführung beim Schweißen sicher vermieden werden kann. Hauptaugenmerk bei dieser Variante liegt auf der Ausbildung von Anlasskarbiden im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt. Deren festigkeitssteigernde Wirkung ist bei V-Gehalten von mindestens 0,02 Gew.-% merklich. Vorzugsweise werden hierzu V-Gehalte von mindestens 0,08 Gew.-% gewählt. Aus Kostengründen wird der V-Gehalt auf maximal 0,5 Gew.-% beschränkt. Um die Vergrößerung der Anlasskarbide zu verhindern, wird bevorzugt ein maximaler Gehalt von 0,3 Gew.-% eingesetzt. Zur optimalen Ausnutzung der Wirkmechanismen werden bevorzugt V-Gehalte von 0,1 Gew.-% verwendet.

**[0035]** Optional ist auch die Zugabe von Nickel (Ni) bei der Herstellung eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts möglich. Ni erhöht die Härtebarkeit des Produkts, wobei die Wirkung im Vergleich zu anderen Legierungselementen deutlich geringer ist. Durch Ni-Gehalte von mindestens 0,05 Gew.-% wird die kritische Abkühlgeschwindigkeit gesenkt, was in einer verbesserten Durchhärtung und Durchvergütung resultieren kann. Vorzugsweise sind Ni-Gehalte von mindestens 0,15 Gew.-% einzuhalten, um möglichst sicher das Härteniveau, welches für das erfindungsgemäße Stahlflach-



produkt gewünscht ist, über die gesamte Materialdicke und mit geringer Sensibilität gegenüber technisch bedingter Schwankungen der Prozessparameter zu erzielen. Auch Verformbarkeit und Zähigkeit des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts wird durch die Ni-Zugabe verbessert. Bevorzugt werden hierzu Ni-Gehalte von mindestens 0,3 Gew.-% eingestellt. Aus wirtschaftlichen Gründen ist von Ni-Gehalten über 10 Gew.-% abzuraten, da eine weitere Steigerung die mechanisch-technologischen Eigenschaften nicht zusätzlich positiv beeinflusst. Neben den genannten positiven Eigenschaften fördert Ni in erhöhten Konzentrationen die Anlassversprödung des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts. Der Effekt kann vorzugsweise durch Ni-Gehalte von maximal 5 Gew.-% eingedämmt werden. Da durch die Zulegierung von Ni die Schweißbarkeit negativ beeinflusst wird, ist der Ni-Gehalt zur Sicherstellung der Schweißseignung bevorzugt auf maximal 1 Gew.-% begrenzt. Ein effizienter Einsatz von Ni im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt ist bei besonders bevorzugten Gehalten von maximal 0,5 Gew.-% gegeben. Auch ohne die beschriebene optionale Zulegierung von Nickel, kann ein gewisser Ni-Gehalt als unvermeidbare Verunreinigung vorkommen. In dem Fall beträgt der Ni-Gehalt maximal 0,05 Gew.-%, bevorzugt maximal 0,04 Gew.-%.

**[0036]** Ein weiteres optionales Legierungselement ist Kupfer (Cu). So können Cu-Gehalte von mindestens 0,01 Gew.-% zu einer verbesserten Härtebarkeit des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts eingesetzt werden. Des Weiteren wird die Anlassbeständigkeit des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts durch die Zugabe verbessert. Hierfür werden vorzugsweise Cu-Gehalte von mindestens 0,03 Gew.-% eingestellt. Insbesondere in Kombination mit Phosphor (P) verbessert Cu die Korrosionsbeständigkeit des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts gegenüber atmosphärischer Korrosion. Um für diesen Effekt eine Cu-Konzentration zu gewährleisten, wird bevorzugt ein Cu-Gehalt von mindestens 0,10 Gew.-% eingesetzt. Die Gefahr eines Rotbruchs bei der Herstellung wird durch einen Cu-Gehalt von maximal 1,0 Gew.-% minimiert. Zudem beeinflusst Cu die Schweißbarkeit des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts. Vorzugsweise werden daher Cu-Gehalte von maximal 0,5 Gew.-% verwendet, da so die Wärmeeinflusszone der Schweißung ausreichend hohe Zähigkeitseigenschaften aufweist, wodurch diese in der Anwendung nicht als versagenskritischer Ort fungiert. Zur sicheren Vermeidung grober Cu-Partikel, die sich negativ auf die Zähigkeitseigenschaften des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts auswirken, wird bevorzugt ein Cu-Gehalt von maximal 0,3 Gew.-% gewählt.

**[0037]** In einer bevorzugten Ausführung werden die Gehalte von Cu und Ni so eingestellt, dass die Summe der entsprechenden beiden Legierungsgehalte in Gew.-% die oben für Ni angegebenen Grenzen erfüllt. Hierdurch können die für beide Elemente angegebenen Wirkweisen besonders sicher eingestellt und die genannten Risiken besonders sicher vermieden werden.

**[0038]** Calcium (Ca) ist ein optionales Legierungselement für das erfindungsgemäße Stahlflachprodukt. Dabei wird Ca als Entschwefelungsmittel eingesetzt. So sind Ca-Gehalte von mindestens 0,0001 Gew.-% empfehlenswert, um den Schwefel, welcher herstellungsbedingt als unvermeidbare Verunreinigung im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt vorliegen kann, gemeinsam mit Mn effizient abzubinden. Zusätzlich führt Ca zur runden Einformung nichtmetallischer Einschlüsse, wodurch Dauerfestigkeits- und Zähigkeitseigenschaften verbessert werden können. Besonders sicher ist dieser Mechanismus bei Ca-Gehalten von mindestens 0,0003 Gew.-% wahrnehmbar, weshalb diese vorzugsweise als Mindestgehalt gewählt werden. Ca verändert zudem die Plastizität von Sulfiden, wie z.B. MnS. Dazu löst sich Ca im MnS und bildet ein Mischsulfid, was zu einer Härtesteigerung führt. Während des Warmwalzprozesses verringert Ca somit die Formänderung von MnS und unterdrückt die Bildung gestreckter Sulfide. Besonders sicher werden die Nachteile der nichtmetallischen Einschlüsse bei Ca-Gehalten von mindestens 0,0005 Gew.-% eingedämmt, weswegen dieser Wert als bevorzugte Obergrenze festgelegt wird. Aufgrund der Ressourceneffizienz werden Ca-Gehalte, welche 0,008 Gew.-% überschreiten, vermieden. Ein erhöhter Ca-Gehalt kann des Weiteren die mechanisch-technologischen Eigenschaften des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts verschlechtern. Um dies auszuschließen, ist ein Ca-Gehalt von maximal 0,0065 Gew.-% einzuhalten, wobei die optimale Ausnutzung des Ca bei maximal 0,005 Gew.-% gegeben ist.

**[0039]** Bei der Herstellung des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts ist optional die Zugabe seltener Erden (REM), wie z. B. Cer, Lanthan, Neodym, Praseodym und Yttrium, möglich. Die Zugabe kann insbesondere eine Festigkeitssteigerung zur Folge haben. So verbessern Gehalte von mindestens 0,001 Gew.-% die mechanisch-technologischen Eigenschaften des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts. Des Weiteren kann die abbindende Wirkung der seltenen Erden auf Schwefel, Phosphor und Sauerstoff die Segregation an Korngrenzen reduzieren, was die Zähigkeit erhöht.

**[0040]** Von Gehalten an seltenen Erden oberhalb von 0,05 Gew.-% wird aus Kostengründen abgeraten. Auch die Bildung zusätzlicher Ausscheidungen wird durch diese Obergrenze verhindert, die wiederum die Zähigkeitseigenschaften mindern können.

**[0041]** Zu den optionalen Legierungselementen zählt auch Stickstoff (N). In geringen Gehalten kann N eine festigkeitssteigernde Wirkung auf das erfindungsgemäße Stahlflachprodukt haben. Hierbei sind N-Gehalte von mindestens 0,002 Gew.-% einzuhalten. Viele optionale Legierungselemente, welche im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt eingesetzt werden, weisen eine hohe Affinität zum N auf, was zur Bildung verschiedener Nitride führt. Diese können sich bei entsprechendem gleichzeitigen Einsatz von Stickstoff und mindestens einem der im Zusammenhang mit Stickstoff aufgeführten optionalen Legierungselementen ebenfalls festigkeitssteigernd auf das erfindungsgemäße Stahlflachprodukt auswirken. Hierzu werden N-Gehalte von mindestens 0,003 Gew.-% gewählt, wobei bevorzugt mindestens 0,004 Gew.-% beigelegt werden. Einige Nitride, wie z. B. Titanitride, fallen jedoch sehr grob und eckig aus und beeinflussen

daher die Festigkeit des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts eher negativ. Insbesondere ist Bornitrid unerwünscht, da der Wirkmechanismus des B durch das Abbinden des Legierungselements verhindert wird. Deshalb muss bei der Zugabe von Bor und Stickstoff ausreichend Titan oder Aluminium in Kombination mit Niob vorliegen, um die effiziente Abbindung des N zu gewährleisten. Zur Beschränkung der Nitridbildung wird ein N-Gehalt von maximal 0,01 Gew.-% eingestellt. Vorzugsweise werden N-Gehalte von maximal 0,008 Gew.-% eingehalten, um eine prozesssichere Erzeugung zu gewährleisten. Bevorzugt werden N-Gehalte von maximal 0,006 Gew.-% beigelegt, um insbesondere bei einer optionalen Bor-Zugabe vollständig abgebunden werden zu können.

**[0042]** Phosphor (P) kann dem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt ebenfalls optional beigelegt werden. Bei Gehalten von mindestens 0,003 Gew.-% und bevorzugt bei mindestens 0,007 Gew.-% kann P eine festigkeitssteigernde Wirkung haben. Es überwiegt jedoch der negative Einfluss des P auf die Zähigkeitseigenschaften, wodurch der Rissausbreitungswiderstand stark limitiert wird. Daher wird ein maximaler P-Gehalt von 0,15 Gew.-% nicht überschritten. Während der Erstarrung des erfindungsgemäßen Stahlflachproduktes bilden sich bei erhöhtem P-Gehalt durch dessen geringe Diffusionsgeschwindigkeit Seigerungen aus, die unter Belastung als Rissinitiationsstellen fungieren können. Um eine hohe Prozesssicherheit gewährleisten zu können und das gewünschte mechanisch-technologische Eigenschaftsspektrum des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts zu erzielen, ist der P-Gehalt vorzugsweise auf maximal 0,05 Gew.-% und bevorzugt maximal 0,02 Gew.-% zu limitieren.

**[0043]** Zu den optionalen Legierungselementen zählt auch Zinn (Sn). In sauren Medien kann Sn zu einer verbesserten Korrosionsbeständigkeit führen. Hierzu ist ein Sn-Gehalt von mindestens 0,001 Gew.-% notwendig. So lagert sich Sn bei Temperaturen um 500 °C entlang von Korngrenzen an, wodurch dort die Wasserstoffrekombination gehemmt wird, worin der verbesserte Widerstand gegenüber sauren Medien begründet liegt. Gleichzeitig können diese lokalen Sn-Seigerungen zur Versprödung des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts führen. Zur Eindämmung der Versprödung wird ein Sn-Gehalt von maximal 0,04 Gew.-% nicht überschritten, vorzugsweise werden jedoch maximal 0,03 Gew.-% und bevorzugt maximal 0,02 Gew.-% für optimale mechanisch-technologische Eigenschaften des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts gewählt. Auch die optionale Zugabe von Arsen (As) kann sich vorteilhaft auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts auswirken. As verhält sich ähnlich wie Zinn (Sn), da es sich ebenfalls bei Temperaturen um 500 °C an Korngrenzen anlagert, was auf der einen Seite die Korrosionsbeständigkeit in sauren Medien verbessern kann. Hierzu ist ein As-Gehalt von mindestens 0,001 Gew.-% notwendig. Andererseits können die As-Ablagerungen die Korngrenzen für einen Sprödbbruch prädestinieren. Daher wird ein As-Gehalt von maximal 0,02 Gew.-% eingehalten. Zusätzlich wird der zähigkeitssenkende Effekt des As eingedämmt, indem vorzugsweise ein maximaler As-Gehalt von 0,015 Gew.-% hinzugefügt wird. Um abschließend auch eine gute Schweißbarkeit des erfindungsgemäßen Stahlflachproduktes zu gewährleisten, wird der As-Gehalt bevorzugt auf maximal 0,01 Gew.-% limitiert.

Sauerstoff (O) kann ebenfalls als optionales Legierungselement eingesetzt werden. Einige Legierungselemente, welche zur Herstellung eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts eingesetzt werden, weisen eine hohe Sauerstoffaffinität auf. Bevorzugt Aluminium geht eine Bindung mit dem enthaltenden Sauerstoff ein, um stabile Oxide zu bilden. Bei O-Gehalten von mindestens 0,001 Gew.-% entstehen nichtmetallische Einschlüsse, die die Versetzungsbewegung behindern und dadurch zu einer Festigkeitssteigerung beitragen. Daher wird, wenn Sauerstoff bewusst zulegiert wird und nicht nur als Verunreinigung vorhanden ist, dieser Wert als Untergrenze festgelegt. Höhere O-Gehalte führen zu größeren Oxiden, welche Zähigkeit und Dauerfestigkeit des erfindungsgemäßen Stahlflachproduktes senken können. Um die Bildung großer Oxide effektiv zu beschränken, wird ein maximaler O-Gehalt von 0,03 Gew.-% festgelegt. Des Weiteren kann sich eine Oxidbelegung, welche bei höheren O-Gehalten vorkommen kann, negativ auf die Gieß- und Walzbarkeit des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts auswirken, weshalb vorzugsweise eine Obergrenze von 0,02 Gew.-% eingehalten wird. Bevorzugt wird durch die Einschränkung des O-Gehalts auf maximal 0,01 Gew.-% die Gießbarkeit des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts insofern stabilisiert, dass die Bildung von Tonerde beschränkt wird.

**[0044]** Kobalt (Co) kann als optionales Legierungselement zur Festigkeitssteigerung verwendet werden. Hierzu sind Co-Gehalte von mindestens 0,01 Gew.-% dem erfindungsgemäßen Stahlprodukt hinzuzufügen. Bei Co-Gehalten von vorzugsweise mindestens 0,05 Gew.-% und bevorzugt mindestens 0,1 Gew.-% ist der festigkeitssteigende Charakter des Co besonders ausgeprägt. Allerdings kann Co ab gewissen Konzentrationen die Einhärtbarkeit senken. Bei Gehalten oberhalb von 1 Gew.-% nimmt die negative Wirkung des Co wahrnehmbar zu, weshalb dieser Wert nicht überstiegen wird. Um die Zähigkeitseigenschaften des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts nicht negativ zu beeinflussen, werden vorzugsweise Co-Gehalte von maximal 0,7 Gew.-% und bevorzugt maximal 0,5 Gew.-% eingehalten.

**[0045]** Die Anwesenheit von Wolfram (W) als optionales Legierungselement im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt kann zu einer Kornfeinung führen. Um die dadurch verbesserten Zähigkeitseigenschaften zu erhalten, werden W-Gehalte von mindestens 0,005 Gew.-% hinzugefügt. Im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt wird durch die Zugabe gewährleistet, dass die rekristallisierten Austenitkörner im vollständig austenitisierten Zustand nicht zu grob werden und damit die Festigkeit merklich senken. Dies wird vorzugsweise durch W-Gehalte von mindestens 0,01 Gew.-% sichergestellt. Ähnlich wie einige weitere Legierungselemente neigt W zur Karbidbildung, welche wiederum die Versetzungsbewegung behindern und die Festigkeit steigern können. Hierzu werden bevorzugt W-Gehalte von mindestens 0,015 Gew.-%

eingesetzt. W kann auch in Kombination mit anderen Elementen zur Mikrolegierung genutzt werden. Bei höheren Konzentrationen können sich gerade in Kombination mit Molybdän (Mo) Laves-Phasen ausbilden, welche die Kerbschlagzähigkeit des erfindungsgemäßen Stahlflachproduktes verschlechtern würden. Somit werden W-Gehalte von maximal 0,2 Gew.-% eingehalten. Für die optimale Ausnutzung des zulegierten W werden vorzugsweise W-Gehalte von maximal 0,15 Gew.-% und bevorzugt maximal 0,1 Gew.-% gewählt. Um einen ähnlichen Effekt wie durch die Zugabe von W zu erzielen, ist auch die Beimischung von Zirkonium (Zr) optional in den gleichen Grenzen möglich.

**[0046]** In einer bevorzugten Ausführung werden die Gehalte von W und Zr so eingestellt, dass die Summe der entsprechenden beiden Legierungsgehalte in Gew.-% die oben für W angegebenen Grenzen erfüllt. Hierdurch können die angegebenen Wirkweisen besonders sicher eingestellt und die genannten Risiken besonders sicher vermieden werden.

**[0047]** Um die Verschleißbeständigkeit des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts zu verbessern, ist die Zugabe von Beryllium (Be) als optionales Legierungselement möglich. Durch Be-Gehalte von mindestens 0,001 Gew.-% können sich hierzu hochfeste Karbide und Oxide ausbilden. Um die Wirksamkeit dieser nichtmetallischen Einschlüsse auch bei prozessbedingt variierenden Kohlenstoff- und Sauerstoffgehalten zu gewährleisten, ist vorzugsweise ein Be-Gehalt von mindestens 0,002 Gew.-%, bevorzugt 0,005 Gew.-% vorhanden. Größere nichtmetallische Einschlüsse können sich kontraproduktiv auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts auswirken, weshalb Be-Gehalte von 0,1 Gew.-% nicht überschritten werden. Eine besonders effiziente Wirkung weist Be bei Gehalten von vorzugsweise maximal 0,05 Gew.-% und bevorzugt maximal 0,02 Gew.-% auf. Besonders bevorzugt sollte jedoch auf die Nutzung von Be aufgrund seiner Toxizität durch die Substitution mittels anderer optionaler Legierungselemente verzichtet werden.

**[0048]** Antimon (Sb) kann dem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt als optionales Legierungselement hinzugefügt werden. Bei Gehalten von mindestens 0,001 Gew.-% kann Sb Seigerungen an Korngrenzen ausbilden, was die Wasserstoffrekombination an diesen verringert. Somit kann Sb die Korrosionsbeständigkeit des erfindungsgemäßen Stahlflachproduktes in sauren Medien verbessern. Außerdem kann Sb die anodische Reaktion während des Korrosionsprozesses unterdrücken, was vorzugsweise bei Sb-Gehalten von mindestens 0,002 Gew.-% und bevorzugt mindestens 0,005 Gew.-% vorteilhaft genutzt wird. Aus wirtschaftlicher Hinsicht sind Sb-Gehalte von maximal 0,3 Gew.-% sinnvoll. Neben der verbesserten Korrosionsbeständigkeit haben die Sb-Seigerungen entlang der Korngrenzen jedoch auch einen versprödhenden Effekt auf das erfindungsgemäße Stahlflachprodukt. Um dies einzudämmen, ist vorzugsweise ein Sb-Gehalt von maximal 0,1 Gew.-% und bevorzugt maximal 0,05 Gew.-% vorgesehen.

**[0049]** Ähnlich dem Stickstoff (N) und Sauerstoff (O) weisen viele Legierungselemente, wie z. B. Mn, auch eine hohe Affinität zum Schwefel (S) auf, welcher optional dem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt zulegiert werden kann. Gerade Mangan (MnS) und Eisen (FeS) neigen zur Sulfidbildung. In geringen Konzentrationen wirkt sich das gebildete Mangansulfid positiv auf die Zerspanbarkeit des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts aus. Dieser positive Effekt ist bei S-Gehalten von mindestens 0,0002 Gew.-% vorhanden. Für eine merkliche Wirkung werden jedoch vorzugsweise mindestens 0,0005 Gew.-% und bevorzugt mindestens 0,0008 Gew.-% zugegeben. Da FeS aufgrund seiner versprödhenden Wirkung vermieden werden soll, wird der Legierung ausreichend Mangan hinzugefügt, um den Schwefel abzubinden, wie oben bereits erläutert. Um die Sulfidbildung auf ein im positiven Sinne wirksames Maß zu beschränken ist bevorzugt ein S-Gehalt von maximal 0,02 Gew.-% vorhanden. Eine Überschreitung führt zu vermehrter Sulfidbildung, welche sich negativ auf Zähigkeit, Duktilität und Verformbarkeit des erfindungsgemäßen Stahlflachproduktes auswirkt. Des Weiteren neigt S zur Bildung von Seigerungen, die bevorzugte Versagensstellen im Werkstoff darstellen. Um diese Wirkung einzugrenzen, wird vorzugsweise der maximale S-Gehalt von 0,01 Gew.-% nicht überschritten. Bevorzugt werden S-Gehalte von maximal 0,005 Gew.-% zur Einschränkung der negativen Wirkweise des Schwefels eingestellt.

**[0050]** Blei (Pb) ist ein optionales Legierungselement, welches sich positiv auf die Zerspanbarkeit des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts auswirken kann. So entstehen durch die Zugabe von mindestens 0,0001 Gew.-% kurze Späne und saubere Schnittflächen. Aufgrund der toxikologischen Einstufung von Blei wird sein Gehalt auf maximal 0,02 Gew.-% eingeschränkt.

**[0051]** Neben den Pflichtelementen und optionalen Legierungselementen des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts besteht der Restanteil aus Eisen sowie aus Elementen, deren Anwesenheit herstellungsbedingt unvermeidbar ist. Die Gehalte solcher Verunreinigungen sind dabei im wirtschaftlichen und mit vertretbarem technischen Aufwand realisierbaren Rahmen möglichst gering zu halten.

**[0052]** Während der Herstellung eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts ist durch dessen geringe atomare Größe die Einbringung von Wasserstoff (H) nahezu unvermeidbar. Es ist bekannt, dass H eine versprödhende Wirkung auf Werkstoffe hat. Um die exakte Wirkweise des Wasserstoffs zu beschreiben, werden verschiedenste Mechanismen postuliert. Beispielsweise wird erklärt, dass der H sich an Gitterfehlern anlagert, dort lokal die Fließspannung herabsetzt und somit das Werkstoffversagen erleichtert. Um das Risiko der Wasserstoffversprödung oder eines verfrühten wasserstoffinduzierten Bauteilversagens zu minimieren, wird der H-Gehalt in einem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt auf maximal 10 ppm zu beschränkt. Vorzugsweise überschreitet der H-Gehalt jedoch 5 ppm nicht und beträgt bevorzugt maximal 3 ppm.

**[0053]** Die erfindungsgemäße Aufgabe wird ebenfalls durch ein Verfahren zur Herstellung eines zuvor beschriebenen

Stahlflachproduktes gelöst. Dabei umfasst das Verfahren die folgenden Arbeitsschritte:

- Erzeugen einer Stahlschmelze mit der nachfolgend angegebenen Zusammensetzung (in Gew.-%):
- C : 0,03-0,65 Gew.-%
- Mn: 0,1-2,5 Gew.-%
- Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen,
- Vergießen der Stahlschmelze zu einem Vorprodukt in Form eines Blocks, einer Bramme, einer Dünnbramme oder eines gegossenen Bandes, insbesondere mit einer Dicke  $d_v$  zwischen 2,5 mm und 600 mm
- 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
- Abkühlen des erhaltenen warmgewalzten Stahlflachproduktes mit einer 20 - 400 °C/s betragenden Abkühlgeschwindigkeit auf eine Kühlstopptemperatur
- Optionales Haspeln des auf die Kühlstopptemperatur abgekühlten, warmgewalzten Stahlflachproduktes zu einem Coil
- Weiteres Abkühlen des erhaltenen warmgewalzten Stahlflachproduktes auf Raumtemperatur
- Richten des auf Raumtemperatur abgekühlten, warmgewalzten Stahlflachproduktes mittels mindestens eines ersten Richtschrittes auf einer Richtwalzanlage, wobei die Plastifizierung im ersten Biegedreieck der Richtwalzanlage während des ersten Richtschrittes mindestens 25% und höchstens 95% beträgt und wobei die Plastifizierung im letzten Biegedreieck der Richtwalzanlage während des ersten Richtschrittes mindestens -15% und höchstens 0% beträgt.

**[0054]** 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.

**[0055]** Im Prinzip ist ein Richtschritt bei der Herstellung von planen Stahlflachprodukten durchaus üblich. Ziel ist dabei die Einstellung einer ausreichenden Planheit für alle nachfolgenden Prozesse. Die Erfinder haben erkannt, dass dieser übliche Verfahrensschritt zur Einstellung einer Druckeigenspannung verwendet werden kann.

**[0056]** Im Gegensatz zu dem Vorgehen, das aus der US 4,191,599 oder der US 2019/0300977 bekannt ist, wird kein zusätzlicher zusätzlicher Prozessschritt, wie beispielsweise eine Wärmebehandlung, benötigt. Stattdessen wird die oberflächennahe Druckverteilung durch eine geschickte Parameterwahl beim ohnehin durchgeführten Richtwalzen erreicht. Dies macht die Herstellung der warmgewalzten Stahlflachprodukte besonders effizient möglich.

**[0057]** Erreicht wird dies durch Richten des auf Raumtemperatur abgekühlten, warmgewalzten Stahlflachproduktes mittels mindestens eines ersten Richtschrittes auf einer Richtwalzanlage, wobei die Plastifizierung im ersten Biegedreieck der Richtwalzanlage während des ersten Richtschrittes mindestens 25% und höchstens 95% beträgt und wobei die Plastifizierung im letzten Biegedreieck der Richtwalzanlage während des ersten Richtschrittes mindestens -15% und höchstens 0% beträgt.

**[0058]** Die Plastifizierung ist allgemein ein Maß für die plastische Umformung des zu richtenden Materials in Richtwalzanlagen und gibt den Anteil des Bandquerschnitts in Prozent an, der bei einer Biegeumformung in einem Biegedreieck einer Richtwalzanlage plastisch umgeformt wird. Die Plastifizierung lässt sich gemäß folgender Formel berechnen:

$$Plast = \left(1 - \frac{2R_e}{d_w c E}\right) \cdot 100 \%$$

**[0059]** Hierbei gibt  $R_e$  die Streckgrenze des zu richtenden Materials in MPa,  $E$  den Elastizitätsmodul des zu richtenden Materials,  $d_w$  die Dicke des zu richtenden Materials in mm und  $c$  die durch Biegung in einem Biegedreieck aufgebrachte Krümmung in  $\text{mm}^{-1}$  an. Die Krümmung des zu richtenden Materials ist direkt von der Position der Rollen in einem Biegedreieck zueinander abhängig. Eine niedrige Position der Rolle, die zwischen die zwei gegenüberliegenden Rollen eintaucht, resultiert in einer stärkeren Biegung und damit in einem größeren Wert für die Krümmung  $c$ . Die Definition der Plastifizierung lässt weiterhin negative Werte für die Plastifizierung zu. Dies ist der Fall, wenn die Krümmung  $c$  einen Wert annimmt, der kleiner als die notwendige Krümmung zum Überschreiten der Grenze von elastischem zu elastisch-plastischem Materialverhalten ist. Negative Werte der Plastifizierung resultieren demnach in keiner bleibenden Formänderung des zu richtenden Materials und sind insbesondere im letzten Biegedreieck einer Richtwalzanlage anzuwenden, um ein ebenes Produkt zu erhalten.

**[0060]** Eine Richtwalzanlage umfasst eine Mehrzahl von Rollen, die abwechselnd auf unterschiedlichen Seiten des Stahlflachproduktes angeordnet sind. Zudem haben die Scheitelpunkte der Rollen in Walzrichtung ein Abstand zueinander.

ander, so dass sich Biegedreiecke aus drei in Walzrichtung aufeinanderfolgenden Rollen ergeben. Die später noch genauer erläuterte Figur 1 zeigt eine schematische Darstellung einer derartigen Richtwalzanlage.

Die eingebrachte Plastifizierung ergibt sich dabei aus der relativen Rollenposition der Rollen der Richtwalzanlage im jeweiligen Biegedreieck zueinander. Die relative Rollenposition wird üblicherweise als Anstellung bezeichnet. Die Angabe der Anstellung bezieht sich dabei auf eine Referenzposition, bei der die Scheitelpunkte aller Richtrollen auf einer horizontalen Linie liegen. Diese Position der Rollen wird mit einer Anstellung von 0 bezeichnet. Negative Anstellungen gehen demnach damit einher, dass ein Rollenscheitelpunkt zwischen jeweils zwei andere Rollenscheitelpunkten "eintaucht" und eine entsprechend stärkere Biegung aufgebracht wird, wohingegen positive Anstellungen zu einem lichten Spalt zwischen den Scheitelpunkten der Rollen führen und demnach eine geringere Biegung aufgebracht wird.

**[0061]** Durch eine Plastifizierung im ersten Biegedreieck während des ersten Richtschrittes von mindestens 25% wird sichergestellt, dass eine ausreichende Plastifizierung vorliegt, um vorhandenen Ebenheitsabweichungen auszugleichen und für den nachfolgenden Richtprozess homogene Bedingungen zu gewährleisten. Bevorzugt beträgt die die Plastifizierung im ersten Biegedreieck der Richtwalzanlage während des ersten Richtschrittes mindestens 30%, insbesondere 35%, bevorzugt mindestens 50%.

**[0062]** Die Plastifizierung im ersten Biegedreieck während des ersten Richtschrittes beträgt höchstens 95%, da zur Erzielung größerer Plastifizierungen die Anstellung der Rollen im ersten Biegedreieck zu stark verringert werden muss. Bevorzugt beträgt die Plastifizierung im ersten Biegedreieck während des ersten Richtschrittes höchstens 95%, insbesondere höchstens 90%, bevorzugt höchstens 85%. Geringere maximale Plastifizierungen im ersten Biegedreieck während des ersten Richtschrittes haben den Vorteil, dass das verbleibende Formänderungspotential für nachfolgenden Umformungen möglichst hoch bleibt.

**[0063]** Die Plastifizierung im letzten Biegedreieck der Richtwalzanlage beträgt während des ersten Richtschrittes mindestens -15%, bevorzugt mindestens -10%, insbesondere mindestens -6%.

**[0064]** Im letzten Biegedreieck der Richtwalzanlage beträgt die Plastifizierung während des ersten Richtschrittes mindestens -15 %, um sicherzustellen, dass im vorletzten Biegedreieck noch eine plastische Formänderung erfolgt und die Richtwalzanlage optimal ausgenutzt wird. Insbesondere beträgt die Plastifizierung im letzten Biegedreieck während des ersten Richtschrittes mindestens - 10 %, um Ebenheitsabweichungen sicher zu beseitigen. Eine weitere Steigerung der in den vorangehenden Biegedreiecken eingebrachten Plastifizierung wird durch eine Mindestplastifizierung im letzten Biegedreieck während des ersten Richtschrittes von bevorzugt -8%, besonders bevorzugt von -6 % erreicht.

**[0065]** Um die Eigenspannungen ausgehend von der Oberfläche möglichst weit zum Kern des zu richtenden Materials einzuleiten, beträgt die maximale Plastifizierung im letzten Biegedreieck während des ersten Richtschrittes 0 %. Durch Absenken der maximalen Plastifizierung im letzten Biegedreieck während des ersten Richtschrittes auf insbesondere -1 %, bevorzugt auf -1, 5 % liegt die gewünschte Druckeigenspannung weiter bis zum Kern hin des zu richtenden Materials vor. In einer besonders bevorzugten Ausführung beträgt die Plastifizierung im letzten Biegedreieck während des ersten Richtschrittes maximal -2,5 %, da auf diese Weise ein optimaler Kompromiss zwischen Nutzung der vorangehenden Biegedreiecke und einer möglichst weit zum Kern des zu richtenden Materials reichenden Druckeigenspannung eingestellt wird. Eine betragsmäßig größere Druckeigenspannung wird bei einer niedrigeren Plastifizierung im letzten Biegedreieck erzielt, da in diesem Fall die letzte plastische Umformung in einem weiter vom Auslauf der Richtmaschine entfernten Biegedreieck erfolgt. Aufgrund der Anlagengeometrie geht diese Umformung mit einer stärkeren Plastifizierung einher, sodass der Übergang von elastischem zu elastisch-plastischem Materialverhalten zum Kern des zu richtenden Materials verschoben wird. Dieser Wechsel zwischen elastischem und elastisch-plastischem Materialverhalten gibt den Spannungsverlauf bis zu den Blechoberflächen vor, da sich dieser von diesem Wechsellpunkt zu den Oberflächen linear aufbaut. Je weiter der Wechsellpunkt also zum Kern des zu richtenden Materials verschoben ist, desto größer ist der Bereich, in dem sich die Druckeigenspannung aufbauen kann.

**[0066]** Bei speziellen Ausgestaltungen umfasst das Richten genau einen Richtschritt, nämlich den genannten ersten Richtschritt. In einem solchen Fall beträgt die Plastifizierung im ersten Biegedreieck während des ersten Richtschrittes mindestens 50%, um Ebenheitsabweichungen im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt zu beseitigen. Insbesondere beträgt die Plastifizierung im ersten Biegedreieck während des ersten Richtschrittes mindestens 55 %, bevorzugt mindestens 60 %, besonders bevorzugt mindestens 70 %. Hierdurch wird eine ausreichende Plastifizierung auch für stärker ausgeprägte Ebenheitsabweichungen sichergestellt.

**[0067]** Bei einer weiteren alternativen Ausgestaltung umfasst das Richten des auf Raumtemperatur abgekühlten, warmgewalzten Stahlflachproduktes einen Vor-Richtschritt auf einer Richtwalzanlage. Dabei erfolgt der Vor-Richtschritt vor dem ersten Richtschritt. Insbesondere findet zunächst ein Vorrichten im Vor-Richtschritt und ein anschließendes Feinrichten im ersten Richtschritt statt. Durch diese Aufteilung in zwei separate Richtschritte besteht die Möglichkeit den Vor-Richtschritt bewusst in der Weise zu gestalten, dass eine Restkrümmung verbleibt entgegen derer die erste Biegung im darauffolgenden Feinrichtprozess erfolgen kann. Bei dieser alternativen Ausgestaltung beträgt die Plastifizierung im ersten Biegedreieck der Richtwalzanlage während des Vor-Richtschrittes mindestens 40% und höchstens 85%, bevorzugt höchstens 75%, besonders bevorzugt höchstens 65%. Gleichzeitig beträgt die Plastifizierung im ersten Biegedreieck der Richtwalzanlage während des anschließenden ersten Richtschrittes mindestens 25% und höchstens

95%, bevorzugt höchstens 90%, besonders bevorzugt höchstens 85%. Bei zwei aufeinanderfolgenden Richtschritten besteht die Gefahr, das Material zu überrichten. Dies bedeutet, dass das verbleibende Formänderungsvermögen des Materials nach den beiden aufeinanderfolgenden Richtschritten zu gering ist. Dieses Risiko wird durch die verringerten Höchstwerte für die Plastifizierung im ersten Biegedreieck bei den beiden Richtschritten reduziert.

**[0068]** Nach dem Abkühlen des warmgewalzten Stahlflachproduktes liegt das Stahlflachprodukt häufig mit einer Vorkrümmung vor. Dies ist beispielsweise dann der Fall, wenn das Stahlflachprodukt zuvor aufgehaspelt war. Bei dem Richtschritt, der sich direkt an das Abkühlen des warmgewalzten Stahlflachproduktes anschließt, kann die erste im Richtschritt eingebrachte Biegung entweder entgegen der Vorkrümmung des Bandes oder in Richtung der Vorkrümmung des Bandes erfolgen. Bevorzugt erfolgt die erste Biegung entgegen der Vorkrümmung, da auf diese Weise im Richtschritt eine höhere Plastifizierung eingestellt werden kann und damit die Einstellung der geforderten Ebenheit sowie der gewünschten Eigenspannungsverteilung in einfacher Weise möglich werden. Bei dem Richtschritt, der sich direkt an das Abkühlen des warmgewalzten Stahlflachproduktes anschließt, kann es sich um den ersten Richtschritt handeln oder falls ein vorgeschalteter Vor-Richtschritt vorgenommen wird, um den Vor-Richtschritt.

**[0069]** Während des Herstellungsverfahrens wird das Vorprodukt auf eine Austenitisierungstemperatur  $T_{WE}$  vollständig durcherwärmt. Dabei kann die Erwärmung in einem Aufwärmen des Vorproduktes auf diese Temperatur bestehen oder aber das Vorprodukt kann nach dem Vergießen auf der jeweiligen Temperatur gehalten werden. Die Austenitisierungstemperatur  $T_{WE}$  beträgt 1100 - 1350 °C, wobei eine Austenitisierungstemperatur von mindestens 1220 °C im Hinblick auf die Vermeidung einer zu starken Verfestigung im nachfolgenden Warmwalzprozess günstig ist. Ein Aufschmelzen der Oberfläche des Vorproduktes und eine zu starke Kornvergrößerung kann sicher vermieden werden, wenn die Austenitisierungstemperatur auf höchstens 1320 °C beschränkt wird. Im Temperaturbereich zwischen 1220 °C und 1320 °C wird zudem ein optimal homogenes Ausgangsgefüge eingestellt und zuvor vorhandene Ausscheidungen werden sicher aufgelöst.

**[0070]** 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 Stahlflachproduktes 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 Stahlflachproduktes, 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

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

**[0071]** Abschätzen. Hier und auch in späteren Formeln werden die Elementsymbole in üblicherweise als Abkürzung für die Elementgehalte in Gew.-% verwendet. Für C ist daher der Kohlenstoffgehalt in Gew.-% in die Formel einzusetzen.

**[0072]** 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:

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

**[0073]** 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 Stahlflachproduktes 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.

**[0074]** 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.

**[0075]** 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 Rekristallisierungstemperatur 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.

**[0076]** Bevorzugt beträgt der Umformgrad  $\varphi$  über alle Warmwalzstiche, die bei einer Temperatur unterhalb der Rekristallisierungstemperatur  $T_{NR}$  durchgeführt werden, mindestens 0,05. 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.

**[0077]** Durch die beschriebene Wahl der Warmwalzendtemperatur  $T_E$  und des Umformgrads  $\varphi$  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.

**[0078]** Bei einer speziellen Ausgestaltung des Verfahrens weist das warmgewalzten Stahlflachprodukt eine Streckgrenze aufweist, die mindestens 890MPa beträgt. Gleichzeitig erfolgt das Abkühlen des erhaltenen warmgewalzten Stahlflachproduktes mit einer Abkühlrate  $\Theta_Q$  von mindestens 40 K/s auf eine Kühlstopptemperatur von  $T_{KS}$  von höchstens  $T_E - 250K$ . Bevorzugt beträgt die Abkühlrate  $\Theta_Q$  mindestens 60K/s. Die Kühlstopptemperatur  $T_{KS}$  beträgt bevorzugt höchstens 550 °C, insbesondere 500 °C, sofern sie dann nicht oberhalb von  $T_E - 250$  °C liegt. Durch diese Abkühlparameter ist sichergestellt, dass ein ausreichendes Abschrecken des warmgewalzten Stahlflachproduktes vorliegt, um die Festigkeit mit einer Streckgrenze von mindestens 890MPa zu erreichen.

**[0079]** Bei einer alternative Ausgestaltung des Verfahrens weist das warmgewalzten Stahlflachprodukt eine Streckgrenze auf, die Streckgrenze kleiner ist als 890MPa. Gleichzeitig erfolgt das Abkühlen des erhaltenen warmgewalzten Stahlflachproduktes mit einer Abkühlrate  $\Theta_Q$  von höchstens 40 K/s auf eine Kühlstopptemperatur von  $T_{KS}$  zwischen 500°C und 700°C. Bevorzugt beträgt die Abkühlrate  $\Theta_Q$  höchstens 35 K/s, besonders bevorzugt höchstens 30K/s. Die Kühlstopptemperatur  $T_{KS}$  beträgt bevorzugt zwischen 550°C und 650°C, besonders bevorzugt zwischen 570 °C und 630 °C.

**[0080]** 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. Als Kühlmittel eignet sich hierbei insbesondere Wasser, welches in einer konventionellen Kühlstrecke in konventioneller Weise auf das Stahlflachprodukt aufgebracht wird.

**[0081]** In einer speziellen Weiterbildung des Verfahrens erfolgt das Abkühlen des erhaltenen warmgewalzten Stahlflachproduktes auf Raumtemperatur mit einer Abkühlrate  $\Theta_Q$  von höchstens 0,1 K/s, insbesondere höchstens 0,05 K/s. Über die jeweilige Kühlstopptemperatur in Kombination mit der nachfolgenden langsamen Abkühlung auf Raumtemperatur lässt sich die Festigkeit des Stahlflachproduktes über ein Selbstanlassen des Gefüges oder die gezielte Ausbildung von Ausscheidungen sehr präzise einstellen.

**[0082]** In einer speziellen Variante des Verfahrens erfolgt das Abkühlen des warmgewalzten Stahlflachproduktes die Kühlstopptemperatur derart, dass das Stahlflachprodukt mit einer Kühlleistung von mindestens 30 % der Gesamtkühlleistung von oben beaufschlagt wird. Das Stahlflachprodukt ist in diesem Verfahrensschritt im Wesentlichen horizontal ausgerichtet. Durch das Beaufschlagen mit einer Kühlleistung von mindestens 30% von oben wird eine homogene Einstellung der Gefügemwandlung über die Dicke des Stahlflachproduktes sichergestellt. Insbesondere beträgt der Anteil der von oben aufgetragenen Kühlleistung mindestens 40 %, bevorzugt 50 % um eine gleichmäßige Abkühlung sicherzustellen. Besonders bevorzugt ist die Aufbringung einer von oben wirkenden Kühlleistung von mindestens 60 %

der Gesamtkühlleistung, da die Gefügeumwandlung damit auf der Oberseite des Stahlflachproduktes bevorzugt wird. Dies ist insbesondere dann vorteilhaft, wenn das Verfahren ein Haspeln des Stahlflachproduktes beinhaltet und das Stahlflachprodukt eine Mindeststreckgrenze von 890 MPa aufweist. In diesem Fall erfolgt die Gefügeumwandlung aus dem Austenit zu einem im wesentlichen martensitischen Gefüge. Die von oben wirkenden Kühlleistung von mindestens 60 % der Gesamtkühlleistung führt zu einer Bevorzugung der Gefügeumwandlung und damit der Martensitbildung an der Oberseite des Stahlflachproduktes. Hierdurch wird in Folge der Volumenausdehnung bei der Martensitbildung ein gezielter Längsbogen induziert, der bereits in Richtung der Biegung während des Haspelns gerichtet ist. Für den nachfolgenden Richtwalzprozess, welcher in seiner ersten Biegung entgegen der Vorkrümmung wirkt, wird somit eine höhere plastische Umformung möglich und die Einstellung von Ebenheit und Eigenspannungszustand sind in einfacherer Weise möglich.

**[0083]** Die von oben aufgebrachte Kühlleistung übersteigt nicht einen Wert von 90 %, da anderenfalls eine ausreichende Gefügeumwandlung auf der Bandunterseite nicht gewährleistet werden kann.

**[0084]** Insbesondere übersteigt die von oben aufgebrachte Kühlleistung nicht einen Anteil von 80 % der Gesamtkühlleistung, bevorzugt nicht von 75 %, besonders bevorzugt nicht von 70 %. Auf diese Weise wird sichergestellt, dass die Gefügeumwandlung homogen über die gesamte Banddicke erfolgt und gleichzeitig ein für den nachfolgenden Richtwalzprozess günstiger Längsbogen induziert wird.

**[0085]** Näher erläutert wird die Erfindung anhand der Figur und der Tabellen. Dabei zeigt Figur 1 eine schematische Darstellung einer Richtwalzanlage 11. Die Richtwalzanlage 11 umfasst eine Mehrzahl von Rollen 13, die abwechselnd auf unterschiedlichen Seiten des Stahlflachproduktes 15 angeordnet sind. Die Rollen 13 haben einen Rollendurchmesser  $D_R$ . Die Scheitelpunkte der Rollen 13 haben in Walzrichtung ein Abstand zueinander, sodass sich Biegedreiecke aus drei in Walzrichtung aufeinanderfolgenden Rollen ergeben. Das erste Biegedreieck 17 und das letzte Biegedreieck 19 sind mit gestrichelten Linien angedeutet. Die Mittelpunkte benachbarter Rollen auf der gleichen Seite des Stahlflachproduktes haben einen Abstand  $D_T$  zueinander, der als Rollenteilung bezeichnet wird. Die eingebrachte Plastifizierung ergibt sich dabei aus der relativen Rollenposition der Rollen 13 der Richtwalzanlage im jeweiligen Biegedreieck zueinander. Die relative Rollenposition wird üblicherweise als Anstellung bezeichnet. Die Angabe der Anstellung bezieht sich dabei auf eine Referenzposition, bei der die Scheitelpunkte aller Richtrollen auf einer horizontalen Linie liegen. Diese Position der Rollen wird mit einer Anstellung von 0 bezeichnet. Negative Anstellungen gehen demnach damit einher, dass ein Rollenscheitelpunkt zwischen jeweils zwei andere Rollenscheitelpunkte "eintaucht" und eine entsprechend stärkere Biegung aufgebracht wird, wohingegen positive Anstellungen zu einem lichten Spalt zwischen den Scheitelpunkten der Rollen führen und demnach eine geringere Biegung aufgebracht wird.

**[0086]** Die Plastifizierung sowie die zugehörige Anstellung im jeweiligen Biegedreieck sind neben den Materialeigenschaften (Streckgrenze, Elastizitätsmodul) des zu richtenden warmgewalzten und erfindungsgemäßen Stahlflachproduktes von den Abmessungen des Stahlflachproduktes (Dicke) sowie der Geometrie der Richtanlage (Rollendurchmesser, Rollenteilung) abhängig. Der Zusammenhang zwischen Anstellung  $P_R$  und den vorangehend genannten, den Richtprozess beeinflussenden Parametern ergibt sich wie folgt:

$$P_R = a + b \cdot d_W + c \cdot R_e + d \cdot E + e \cdot Plast$$

**[0087]** Hierbei bezeichnet  $d_W$  die Dicke des zu richtenden Materials,  $R_e$  die Streckgrenze des zu richtenden Materials,  $E$  den Elastizitätsmodul des zu richtenden Materials und  $Plast$  die im betrachteten Biegedreieck eingebrachte Plastifizierung. Die Größen in der Formel sind dabei einheitenlos zu verstehen. Es sind die Zahlen der physikalischen Größen in folgenden Einheiten einzusetzen:

$P_R$  in mm  
 $d_W$  in mm  
 $R_e$  in MPa  
 $E$  in MPa  
 $Plast$  in %

**[0088]** Die Vorfaktoren  $a$ ,  $b$ ,  $c$ ,  $d$  sowie  $e$  sind in Abhängigkeit der Geometrie der Richtanlage zu wählen. Da Richtrollendurchmesser  $D_R$  und Rollenteilung  $D_T$  voneinander abhängige Parameter darstellen, werden die Vorfaktoren in Abhängigkeit des Richtrollendurchmessers  $D_R$  gemäß folgendem Zusammenhang definiert:

$$\text{Vorfaktor} = x \cdot D_R^2 + y \cdot D_R + z$$

**[0089]** Auch die Größen in dieser Formel sind einheitenlos zu verstehen. Für  $D_R$  wird der Zahlenwert des Rollendurch-



messers in mm eingesetzt.

**[0090]** Die Konstanten x, y und z können für die jeweiligen Vorfaktoren der nachfolgenden Tabelle 1 entnommen werden und sind für Richtrollendurchmesser zwischen 50 mm und 450 mm gültig.

Tabelle 1: Konstanten zur Berechnung der Vorfaktoren a, b, c, d, e

|   | a       | b       | c        | d        | e        |
|---|---------|---------|----------|----------|----------|
| x | -0,0004 | 0,00002 | -1,0E-07 | 9,0E-10  | -2,0E-06 |
| y | -0,0170 | 0,00120 | -6,0E-06 | 5,0E-08  | -6,0E-05 |
| z | 0,5930  | 0,99546 | 1,0E-04  | -2,0E-06 | 1,9E-03  |

**[0091]** Beispielsweise errechnet sich der Faktor a damit aus der Gleichung

$$a = -0,0004 \cdot D_R^2 - 0,0170 \cdot D_R + 0,5930$$

wobei für  $D_R$  der Rollendurchmessers in mm eingesetzt wird.

**[0092]** Mit Hilfe dieser Vorgehensweise kann somit über die Anstellungen der Rollen, die erfindungsgemäße Plastifizierung mit dem gewünschten Wert gewählt werden.

**[0093]** Im Folgenden werden sechs Ausführungsbeispiele der Erfindung näher erläutert. Dabei sind in Tabelle 2 zunächst die chemischen Zusammensetzungen des jeweiligen Stahls in Gew.-% angegeben. Neben den angegebenen Elementgehalten besteht der Stahl im Übrigen aus Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen.

**[0094]** Die so zusammengesetzten Stahlschmelzen werden zu einem Vorprodukt in Form einer Bramme vergossen. Nun folgt ein spezieller Walzprozess, dessen Parameter in Tabelle 3 angegeben sind. Zunächst wird das Vorprodukt auf eine Austenitisierungstemperatur  $T_{WE}$  vollständig durcherwärmt.

**[0095]** Anschließend wird das Vorprodukt warmgewalzt zu dem warmgewalzten Stahlflachprodukt bei einer Warmwalzendtemperatur  $T_E$ . In allen sechs Fällen beträgt die Warmwalzendtemperatur  $T_E$  mehr als 770 °C und mehr als Ar3+20K. Während dieses Warmwalzschrilles 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.

**[0096]** In der Tabelle 3 ist zudem die Rekristallisierungstemperatur angegeben, wie sie sich gemäß der Veröffentlichung "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 berechnet.

Tabelle 2: Chemische Analysen, Angaben in Gewichtsprozent

| # | C     | Si    | Mn    | P     | S      | Al    | Cr    | Cu    | Nb    | Mo    | N      | Ti    | V     | Ni    | B      |
|---|-------|-------|-------|-------|--------|-------|-------|-------|-------|-------|--------|-------|-------|-------|--------|
| 1 | 0,134 | 0,211 | 1,01  | 0,011 | 0,0012 | 0,092 | 0,222 | 0,021 | 0,022 | 0,009 | 0,0042 | 0,014 | 0,005 | 0,041 | 0,0023 |
| 2 | 0,101 | 0,186 | 1,41  | 0,011 | 0,0006 | 0,092 | 0,313 | 0,013 | 0,023 | 0,202 | 0,0038 | 0,005 | 0,005 | 0,028 | 0,002  |
| 3 | 0,18  | 0,242 | 0,95  | 0,015 | 0,0019 | 0,085 | 0,333 | 0,026 | 0,022 | 0,014 | 0,0035 | 0,014 | 0,002 | 0,042 | 0,0026 |
| 4 | 0,051 | 0,182 | 1,79  | 0,01  | 0,0012 | 0,042 | 0,057 | 0,008 | 0,058 | 0,007 | 0,0056 | 0,134 | 0,007 | 0,02  | 0,0002 |
| 5 | 0,06  | 0,029 | 1,321 | 0,009 | 0,0017 | 0,033 | 0,712 | 0,022 | 0,08  | 0,005 | 0,0042 | 0,042 | 0,005 | 0,021 | 0,0003 |
| 6 | 0,051 | 0,028 | 1,91  | 0,007 | 0,0015 | 0,03  | 0,046 | 0,17  | 0,079 | 0,12  | 0,0033 | 0,067 | 0,008 | 0,036 | 0,0003 |
| 7 | 0,175 | 0,334 | 1     | 0,01  | 0,0008 | 0,089 | 0,22  | 0,017 | 0,02  | 0,45  | 0,0056 | 0,01  | 0,004 | 1,04  | 0,0004 |
| 8 | 0,182 | 0,027 | 0,9   | 0,008 | 0,0011 | 0,034 | 0,44  | 0,26  | 0,022 | 0,017 | 0,0061 | 0,021 | 0,03  | 0,35  | 0,0003 |

**[0097]** In allen Fällen liegt die Austenitisierungstemperatur  $T_{WE}$ , bei der der Warmwalzschritt startet, oberhalb der jeweiligen Rekristallisierungstemperatur  $T_{NR}$ . Somit finden die ersten Walzstiche zwangsläufig bei einer Temperatur oberhalb der Rekristallisierungstemperatur  $T_{NR}$  statt. In allen sechs Fällen finden mindestens zwei Walzstiche oberhalb der Rekristallisierungstemperatur  $T_{NR}$  statt. Die konkrete Anzahl der Warmwalzstiche  $n_W$  oberhalb der Rekristallisierungstemperatur  $T_{NR}$  ist ebenfalls in Tabelle 3 angegeben.

**[0098]** In allen acht Ausführungsbeispielen wurde mindestens ein Warmwalzstich unterhalb der Rekristallisierungstemperatur  $T_{NR}$  durchgeführt. Die Anzahl der Warmwalzstiche unterhalb der Rekristallisierungstemperatur ist mit  $n_{W,ohne\ RX}$  bezeichnet und in Tabelle 3 angegeben. Bei allen Ausführungsvarianten beträgt der Umformgrad über alle Warmwalzstiche, die bei einer Temperatur unterhalb der Rekristallisierungstemperatur  $T_{NR}$  durchgeführt werden, mindestens 0,05.

**[0099]** Bei den Ausführungsvarianten 1, 2, 3, 7 und 8 wurde das erhaltene warmgewalzte Stahlflachprodukt mit einer Abkühlrate  $\Theta_Q$  von mindestens 40 K/s auf eine Kühlstopptemperatur von  $T_{KS}$  von höchstens  $T_E - 250K$  abgekühlt. Aufgrund dieser Abkühlparameter ist sichergestellt, dass ein ausreichendes Abschrecken des warmgewalzten Stahlflachproduktes vorliegt, sodass sich in allen drei Fällen eine Streckgrenze von mindestens 890MPa ergibt, wie in Tabelle 5 gezeigt ist.

**[0100]** Bei den drei Ausführungsvarianten 4, 5 und 6 erfolgte das Abkühlen des erhaltenen warmgewalzten Stahlflachproduktes mit einer Abkühlrate  $\Theta_Q$  von höchstens 40 K/s auf eine Kühlstopptemperatur von  $T_{KS}$  zwischen 500°C und 700°C. Dabei ergab sich in allen drei Fällen eine Streckgrenze unterhalb von 890MPa, wie in Tabelle 5 gezeigt ist.

Tabelle 3: Temperaturführung im Walzprozess

| #                              | $d_V$ in mm | $d_W$ in mm | nw | $n_{W,ohne\ RX}$ | $\phi_{ohne\ RX}$ | $T_{NR}^*$ in °C | $T_{WE}$ in °C | $T_E$ in °C | $T_{KS}$ in °C | $\Theta_Q$ in K/s | $\Theta_Q'$ in K/s |
|--------------------------------|-------------|-------------|----|------------------|-------------------|------------------|----------------|-------------|----------------|-------------------|--------------------|
| 1                              | 264         | 6           | 5  | 1                | 0,18              | 953              | 1295           | 839         | 117            | 44                | 0,005              |
| 2                              | 257         | 4           | 7  | 2                | 0,07              | 943              | 1298           | 869         | 233            | 40                | 0,010              |
| 3                              | 260         | 5           | 6  | 7                | 0,20              | 965              | 1295           | 869         | 80             | 48                | 0,002              |
| 4                              | 257         | 10          | 4  | 7                | 1,52              | 1185             | 1293           | 792         | 577            | 13                | 0,028              |
| 5                              | 260         | 9           | 4  | 7                | 1,62              | 1275             | 1305           | 871         | 511            | 22                | 0,024              |
| 6                              | 262         | 8           | 5  | 1                | 1,74              | 1285             | 1303           | 883         | 576            | 19                | 0,028              |
| 7                              | 260         | 8           | 5  | 1                | 0,05              | 916              | 1296           | 872         | 124            | 46                | 0,004              |
| 8                              | 257         | 4           | 7  | 3                | 0,49              | 1021             | 1301           | 865         | 110            | 46                | 0,003              |
| *Berechnet nach Borrato et al. |             |             |    |                  |                   |                  |                |             |                |                   |                    |

**[0101]** Die auf die beschriebene Weise hergestellten und auf Raumtemperatur abgekühlten, warmgewalzten Stahlflachprodukte wurden anschließend mittels mindestens eines ersten Richtschrittes auf einer Richtwalzanlage gerichtet. Die erfindungsrelevanten Parameter für den Richtprozess sind in Tabelle 4 angegeben. In allen sechs Fällen betrug die Plastifizierung im ersten Biegedreieck der Richtwalzanlage des ersten Richtprozesses mindestens 25% und höchstens 95%. Zudem betrug die Plastifizierung im letzten Biegedreieck während des ersten Richtprozesses mindestens -15% und höchstens 0%.

**[0102]** Die Ausführungsvarianten 1, 2, 3, 6, 7 und 8 wurden zusätzlich einem Vor-Richtschritt unterzogen, dessen Parameter ebenfalls in Tabelle 4 angegeben sind.

Tabelle 4: Plastifizierungen im jeweiligen Richtprozess

| # | Plastifizierung Vor-Richtprozess<br>erstes Biegedreieck | Plastifizierung erster<br>Richtprozess erstes<br>Biegedreieck | Plastifizierung erster Richtprozess<br>letztes Biegedreieck |
|---|---------------------------------------------------------|---------------------------------------------------------------|-------------------------------------------------------------|
| 1 | 65%                                                     | 87%                                                           | -5 %                                                        |
| 2 | 52%                                                     | 85%                                                           | -6%                                                         |
| 3 | 51%                                                     | 84%                                                           | -8%                                                         |
| 4 | entfällt                                                | 92%                                                           | -7%                                                         |
| 5 | entfällt                                                | 93%                                                           | -7%                                                         |

(fortgesetzt)

| # | Plastifizierung Vor-Richtprozess<br>erstes Biegedreieck | Plastifizierung erster<br>Richtprozess erstes<br>Biegedreieck | Plastifizierung erster Richtprozess<br>letztes Biegedreieck |
|---|---------------------------------------------------------|---------------------------------------------------------------|-------------------------------------------------------------|
| 6 | 80%                                                     | 86%                                                           | -4%                                                         |
| 7 | 49%                                                     | 83%                                                           | -5%                                                         |
| 8 | 48%                                                     | 80%                                                           | -5%                                                         |

**[0103]** Die mechanisch-technologischen Kennwerte und die Gefügezusammensetzung der so erhaltenen warmgewalzten Stahlflachprodukte ist in der nachfolgenden Tabelle 5 angegeben. In allen sechs Ausführungsvarianten beträgt die Druckeigenspannung  $\sigma_{\text{Druck,max}}$  mehr als 2/12 der Streckgrenze  $R_e$ . Weiterhin beträgt in allen Fällen das Verhältnis von Streckgrenze zu Elastizitätsmodul  $R_e/E$  weniger als 0,01.

**[0104]** In der Tabelle 5 sind zudem die Zugfestigkeit  $R_m$  und die Bruchdehnung  $A_{\text{Bruch}}$ , bei der es sich um A5,65 gemäß ISO 6892 handelt.

**[0105]** Aus der Tabelle 5 geht weiterhin hervor, dass das Verhältnis von minimalem Biegeradius zur Dicke des Stahlflachproduktes  $r/d_W$  maximal 4,0 beträgt, wenn die Streckgrenze kleiner ist als 1100 MPa und maximal 4,5 beträgt, wenn die Streckgrenze mindestens 1100 MPa ist, wie beim Ausführungsbeispiel 3.

**[0106]** Die Tabelle 5 zeigt zudem die Gefügezusammensetzung der warmgewalzten Stahlflachprodukte.

**[0107]** Bei den Ausführungsbeispielen 4, 5 und 6, die eine Streckgrenze von weniger als 890 MPa aufweisen, umfasst das Gefüge mindestens 50 % Bainit oder versetzungsreichem Ferrit. Der Anteil an Martensit beträgt in allen drei Fällen weniger als 5 Vol.-% Martensit.

**[0108]** Bei den anderen fünf Ausführungsbeispielen 1, 2, 3, 7 und 8, die eine Streckgrenze von mindestens 890 MPa aufweisen, umfasst das Gefüge des Stahls mehr als 50 Vol.-% Martensit, höchstens 10 Vol.-% und höchstens 5 Vol.-% Ferrit, Rest Bainit.

Tabelle 5: Mechanisch-technologische Kennwerte und Gefügezusammensetzung

| # | $R_e$ in MPa | $R_m$ in MPa | $R_e/E$   | $A_{\text{Bruch}}$ in % | $r/d_W$ | $\sigma_{\text{Druck,max}}$ in MPa | Gefüge                                              |
|---|--------------|--------------|-----------|-------------------------|---------|------------------------------------|-----------------------------------------------------|
| 1 | 1089         | 1172         | 0,005     | 12                      | 2,1     | 272                                | > 99 % Martensit                                    |
| 2 | 987          | 1161         | 0,00451   | 11                      | 2       | 247                                | 97 % angelassener Martensit, Rest Bainit und Ferrit |
| 3 | 1268         | 1505         | 0,00624   | 7                       | 4,2     | 422,67                             | > 99 % Martensit                                    |
| 4 | 714          | 767          | 0,00383   | 21                      | 1,1     | 119                                | versetzungsreicher Ferrit                           |
| 5 | 721          | 773          | 0,0036    | 17                      | 1       | 120,17                             | > 90% Bainit, Rest versetzungsreicher Ferrit        |
| 6 | 707          | 779          | 0,00344   | 18                      | 1,1     | 103                                | versetzungsreicher Ferrit                           |
| 7 | 1292         | 1523         | 0,0063468 | 11                      | 4,1     | 431                                | > 99 % Martensit                                    |
| 8 | 1305         | 1534         | 0,0062844 | 11                      | 4,3     | 435                                | > 99 % Martensit                                    |

## Patentansprüche

### 1. Warmgewalztes Stahlflachprodukt, das

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

- C : 0,03-0,65 Gew.-%

- Mn: 0,1-2,5 Gew.-%

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

- Si: 0,05 - 1,5 Gew.-% oder bis zu 0,03 Gew.-%

## EP 3 964 592 A1

- 5                   - Al: 0,01 - 1,5 Gew.-%  
                   - B: 0,0001 - 0,0075 Gew.-%  
                   - Nb: 0,002 - 0,2 Gew.-%  
                   - Cr: 0,05 - 2,5 Gew.-%  
                   - Mo: 0,01 - 0,5 Gew.-%  
                   - Ti: 0,002 - 0,3 Gew.-%  
                   - V: 0,002 - 0,3 Gew.-%  
                   - Ni: 0,05 - 10 Gew.-%  
 10               - Cu: 0,01- 1,0 Gew.-%  
                   - Ca: 0,0001 - 0,0065 Gew.-%  
                   - REM: 0,001- 0,05 Gew.-%  
                   - N: 0,002- 0,01 Gew.-%  
                   - P: 0,003 - 0,05 Gew.-%  
 15               - Sn: 0,001% - 0,04 Gew.-%  
                   - As: 0,001 - 0,02 Gew.-%  
                   - O: 0,001 - 0,03 Gew.-%  
                   - Co: 0,01 - 0,7 Gew.-%  
                   - W: 0,005 - 0,2 Gew.-%  
 20               - Zr: 0,005 - 0,2 Gew.-%  
                   - Be: 0,001 - 0,1 Gew.-%  
                   - Sb: 0,001- 0,3 Gew.-%  
                   - S: 0,0002- 0,01 Gew.-%  
                   - Pb: 0,0001 - 0,02 Gew.-%
- 25               - Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen,  
                   und  
                   eine Streckgrenze von mindestens 680 MPa aufweist und wobei  
                   die Druckeigenspannung an mindestens einer Oberfläche des Stahlflachproduktes größer als 2/12 der  
                   Streckgrenze, insbesondere größer als 4/12 der Streckgrenze, bevorzugt größer als 5/12 der Streckgrenze,  
 30               besonders bevorzugt größer als 6/12 der Streckgrenze ist.
2. Warmgewalztes Stahlflachprodukt nach Anspruch 1,  
**dadurch gekennzeichnet, dass**  
 35               die Druckeigenspannung an der mindestens einen Oberfläche des Stahlflachproduktes kleiner ist als die Streck-  
                   grenze, insbesondere kleiner ist als 8/10 der Streckgrenze.
3. Warmgewalztes Stahlflachprodukt nach einem der Ansprüche 1-2,  
**dadurch gekennzeichnet, dass**  
 40               das Verhältnis von Streckgrenze zu Elastizitätsmodul des Stahlflachproduktes maximal 0,01 beträgt.
4. Warmgewalztes Stahlflachprodukt nach einem der Ansprüche 1-3,  
**dadurch gekennzeichnet, dass**  
 45               - die Streckgrenze kleiner ist als 1100MPa und das Verhältnis des minimalen Biegeradius zur Dicke des Stahl-  
                   flachproduktes maximal 4 beträgt  
                   oder  
                   - die Streckgrenze mindestens 1100MPa beträgt und das Verhältnis des minimalen Biegeradius zur Dicke des  
                   Stahlflachproduktes maximal 4,5 beträgt.
- 50 5. Warmgewalztes Stahlflachprodukt nach einem der Ansprüche 1-4,  
**dadurch gekennzeichnet, dass**  
                   das warmgewalzte Stahlflachprodukt eine Dicke  $d_W$  von 1,5 mm bis 25 mm aufweist.
- 55 6. Warmgewalztes Stahlflachprodukt nach einem der Ansprüche 1-5,  
**dadurch gekennzeichnet, dass**  
                   - die Streckgrenze kleiner ist als 890MPa und der Stahl ein Gefüge aufweist, das mehr als 50 Vol.-% Bainit  
                   oder versetzungsreichen Ferrit, höchstens 10 Vol.-% Martensit, Rest Ferrit umfasst, wobei insbesondere das

Gefüge zu 100 Vol.-% Bainit umfasst  
oder

- die Streckgrenze mindestens 890MPa beträgt und der Stahl ein Gefüge aufweist, das mehr als 50 Vol.-% Martensit, höchstens 10 Vol.-% Ferrit, Rest Bainit umfasst, wobei insbesondere das Gefüge zu 100 Vol.-% Martensit umfasst.

7. 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 : 0,03-0,65 Gew.-%

- Mn: 0,1-2,5 Gew.-%

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

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

- Al: 0,01 - 1,5 Gew.-%

- B: 0,0001 - 0,0075 Gew.-%

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

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

- Mo: 0,01 - 0,5 Gew.-%

- Ti: 0,002 - 0,3 Gew.-%

- V: 0,002 - 0,3 Gew.-%

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

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

- Ca: 0,0001 - 0,0065 Gew.-%

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

- N: 0,002- 0,01 Gew.-%

- P: 0,003 - 0,05 Gew.-%

- Sn: 0,001% - 0,04 Gew.-%

- As: 0,001 - 0,02 Gew.-%

- O: 0,001 - 0,03 Gew.-%

- Co: 0,01 - 0,7 Gew.-%

- W: 0,005 - 0,2 Gew.-%

- Zr: 0,005 - 0,2 Gew.-%

- Be: 0,001 - 0,1 Gew.-%

- Sb: 0,001- 0,3 Gew.-%

- S: 0,0002- 0,01 Gew.-%

- Pb: 0,0001 - 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  $A_{r3}+20K$

- Abkühlen des erhaltenen warmgewalzten Stahlflachproduktes mit einer 20 - 400 °C/s betragenden Abkühlgeschwindigkeit auf eine Kühlstopptemperatur

- Optionales Haspeln des auf die Kühlstopptemperatur abgekühlten, warmgewalzten Stahlflachproduktes zu einem Coil

- Weiteres Abkühlen des erhaltenen warmgewalzten Stahlflachproduktes auf Raumtemperatur

- Richten des auf Raumtemperatur abgekühlten, warmgewalzten Stahlflachproduktes mittels mindestens eines ersten Richtschrittes auf einer Richtwalzanlage, wobei die Plastifizierung im ersten Biegedreieck der Richtwalzanlage während des ersten Richtschrittes mindestens 25% und höchstens 95% beträgt und wobei die Plastifizierung im letzten Biegedreieck der Richtwalzanlage während des ersten Richtschrittes mindestens 15% und höchstens 0% beträgt.

## 8. Verfahren nach Anspruch 7,

**dadurch gekennzeichnet, dass**

die Plastifizierung im ersten Biegedreieck der Richtwalzanlage während des ersten Richtschrittes mindestens 35%, insbesondere mindestens 50% beträgt und/oder die die Plastifizierung im ersten Biegedreieck der Richtwalzanlage während des ersten Richtschrittes höchstens 90%, insbesondere höchstens 85% beträgt und/oder die Plastifizierung im letzten Biegedreieck der Richtwalzanlage während des ersten Richtschrittes mindestens -10%, insbesondere -6% beträgt und/oder die Plastifizierung im letzten Biegedreieck der Richtwalzanlage während des ersten Richtschrittes höchstens -1,5%, insbesondere höchstens -2,5% beträgt.

## 9. Verfahren nach Anspruch 7,

**dadurch gekennzeichnet, dass**

das Richten des auf Raumtemperatur abgekühlten, warmgewalzten Stahlflachproduktes einen Vor-Richtschritt auf einer Richtwalzanlage umfasst,

wobei der Vor-Richtschritt vor dem ersten Richtschritt erfolgt,

wobei die Plastifizierung im ersten Biegedreieck der Richtwalzanlage während des Vor-Richtschrittes mindestens 40% und höchstens 85%, insbesondere höchstens 65% beträgt

und wobei die Plastifizierung im ersten Biegedreieck der Richtwalzanlage während des ersten Richtschrittes mindestens 25% und höchstens 95%, insbesondere höchstens 90% beträgt und wobei die Plastifizierung im letzten Biegedreieck der Richtwalzanlage während des ersten Richtschrittes mindestens -15% und höchstens 0% beträgt.

## 10. Verfahren nach einem der Ansprüche 7-9,

**dadurch gekennzeichnet, dass**

das Warmwalzen des Vorproduktes mindestens zwei Warmwalzstiche umfasst,

die bei einer Temperatur oberhalb einer Rekristallisierungstemperatur  $T_{NR}$  durchgeführt werden, wobei für die Rekristallisierungstemperatur  $T_{NR}$  gilt:

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

## 11. Verfahren nach Anspruch 10,

**dadurch gekennzeichnet, dass**

das Warmwalzen des Vorproduktes eine Mindestanzahl  $n_W$  von Warmwalzstichen umfasst, 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.

## 12. Verfahren nach einem der Ansprüche 10-11,

**dadurch gekennzeichnet, dass**

das Warmwalzen des Vorproduktes mindestens einen Warmwalzstich umfasst, der bei einer Temperatur unterhalb der Rekristallisierungstemperatur  $T_{NR}$  durchgeführt wird, wobei insbesondere der Umformgrad über alle Warmwalzstiche, die bei einer Temperatur unterhalb der Rekristallisierungstemperatur  $T_{NR}$  durchgeführt werden, mindestens 0,05 beträgt.

## 13. Verfahren nach einem der Ansprüche 7-12,

wobei das warmgewalzten Stahlflachprodukt eine Streckgrenze aufweist und wobei

- die Streckgrenze mindestens 890MPa beträgt und das Abkühlen des erhaltenen warmgewalzten Stahlflachproduktes mit einer Abkühlrate  $\Theta_Q$  von mindestens 40 K/s auf eine Kühlstopptemperatur von  $T_{KS}$  von höchstens  $T_E - 250K$  erfolgt,

oder

- die Streckgrenze kleiner ist als 890MPa und das Abkühlen des erhaltenen warmgewalzten Stahlflachprodukts mit einer Abkühlrate  $\Theta_Q$  von höchstens 40 K/s auf eine Kühlstopptemperatur von TKS zwischen 500°C und 700°C erfolgt.

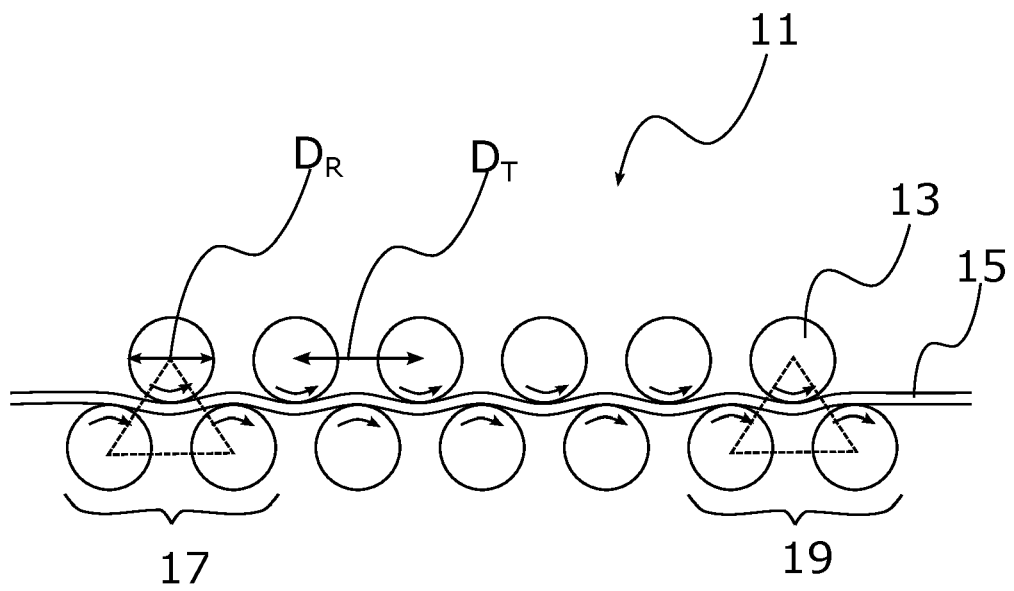
14. Verfahren nach einem der Ansprüche 7-14,

**dadurch gekennzeichnet, dass**

das Abkühlen des erhaltenen warmgewalzten Stahlflachprodukts auf Raumtemperatur mit einer Abkühlrate  $\Theta_Q$  von höchstens 0,1 K/s erfolgt.



Fig.1





## EUROPÄISCHER RECHERCHENBERICHT

 Nummer der Anmeldung  
EP 20 19 4839

5

10

15

20

25

30

35

40

45

50

55

1

EPO FORM 1503 03.82 (P04C03)

| EINSCHLÄGIGE DOKUMENTE                                                                                                                                                                                                                                                                    |                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                   |                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                  |                                                                                                                                                                             |
|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| Kategorie                                                                                                                                                                                                                                                                                 | Kennzeichnung des Dokuments mit Angabe, soweit erforderlich, der maßgeblichen Teile                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                               | Betrifft Anspruch                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                | KLASSIFIKATION DER ANMELDUNG (IPC)                                                                                                                                          |
| X                                                                                                                                                                                                                                                                                         | WO 2020/058244 A1 (VOESTALPINE STAHL GMBH [AT]) 26. März 2020 (2020-03-26)<br>* Zusammenfassung; Ansprüche 1-14 *<br>-----                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                        | 1-14                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                             | INV.<br>C21D8/02<br>C22C38/04<br>C21D9/46<br>C22C38/00<br>C22C38/02<br>C22C38/06<br>C22C38/42<br>C22C38/44<br>C22C38/46<br>C22C38/48<br>C22C38/50<br>C22C38/54<br>C22C38/58 |
| A                                                                                                                                                                                                                                                                                         | B Scholtes ET AL: "Werkstofftechnische Grundlagen des Biegerichtens", HTM J. Heat Treatm. Mat. formerly HTM Z. Werkst. Wärmebeh. Fertigung), 1. Januar 2015 (2015-01-01), Seiten 4-18, XP055768361, DOI: 10.3139/105.110246<br>Gefunden im Internet:<br>URL: <a href="https://www.hanser-elibrary.com/doi/pdf/10.3139/105.110246">https://www.hanser-elibrary.com/doi/pdf/10.3139/105.110246</a><br>[gefunden am 2021-01-25]<br>* Zusammenfassung; Abbildungen 4-8, 15 *<br>----- | 1-14                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                             |                                                                                                                                                                             |
| A                                                                                                                                                                                                                                                                                         | EP 3 296 416 A1 (POSCO [KR]) 21. März 2018 (2018-03-21)<br>* das ganze Dokument *<br>-----                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                        | 1-14                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                             |                                                                                                                                                                             |
|                                                                                                                                                                                                                                                                                           |                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                   |                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                  | RECHERCHIERTE SACHGEBIETE (IPC)                                                                                                                                             |
|                                                                                                                                                                                                                                                                                           |                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                   |                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                  | C21D<br>C22C                                                                                                                                                                |
| Der vorliegende Recherchenbericht wurde für alle Patentansprüche erstellt                                                                                                                                                                                                                 |                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                   |                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                  |                                                                                                                                                                             |
| Recherchenort<br><b>Den Haag</b>                                                                                                                                                                                                                                                          |                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                   | Abschlußdatum der Recherche<br><b>25. Januar 2021</b>                                                                                                                                                                                                                                                                                            | Prüfer<br><b>Mikloweit, Alexander</b>                                                                                                                                       |
| KATEGORIE DER GENANNTEN DOKUMENTE<br>X : von besonderer Bedeutung allein betrachtet<br>Y : von besonderer Bedeutung in Verbindung mit einer anderen Veröffentlichung derselben Kategorie<br>A : technologischer Hintergrund<br>O : nichtschriftliche Offenbarung<br>P : Zwischenliteratur |                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                   | T : der Erfindung zugrunde liegende Theorien oder Grundsätze<br>E : älteres Patentdokument, das jedoch erst am oder nach dem Anmeldedatum veröffentlicht worden ist<br>D : in der Anmeldung angeführtes Dokument<br>L : aus anderen Gründen angeführtes Dokument<br>.....<br>& : Mitglied der gleichen Patentfamilie, übereinstimmendes Dokument |                                                                                                                                                                             |

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

EP 20 19 4839

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.

25-01-2021

| 10 | Im Recherchenbericht<br>angeführtes Patentdokument |    | Datum der<br>Veröffentlichung | Mitglied(er) der<br>Patentfamilie |    | Datum der<br>Veröffentlichung |
|----|----------------------------------------------------|----|-------------------------------|-----------------------------------|----|-------------------------------|
|    | WO 2020058244                                      | A1 | 26-03-2020                    | DE 102018122901                   | A1 | 19-03-2020                    |
|    |                                                    |    |                               | WO 2020058244                     | A1 | 26-03-2020                    |
| 15 | EP 3296416                                         | A1 | 21-03-2018                    | CN 107532262                      | A  | 02-01-2018                    |
|    |                                                    |    |                               | EP 3296416                        | A1 | 21-03-2018                    |
|    |                                                    |    |                               | JP 6543732                        | B2 | 10-07-2019                    |
|    |                                                    |    |                               | JP 2018518596                     | A  | 12-07-2018                    |
| 20 |                                                    |    |                               | US 2018112286                     | A1 | 26-04-2018                    |
|    |                                                    |    |                               | WO 2016182098                     | A1 | 17-11-2016                    |
|    | -----                                              |    |                               |                                   |    |                               |
| 25 |                                                    |    |                               |                                   |    |                               |
| 30 |                                                    |    |                               |                                   |    |                               |
| 35 |                                                    |    |                               |                                   |    |                               |
| 40 |                                                    |    |                               |                                   |    |                               |
| 45 |                                                    |    |                               |                                   |    |                               |
| 50 |                                                    |    |                               |                                   |    |                               |
| 55 |                                                    |    |                               |                                   |    |                               |

EPO FORM P0461

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

## IN DER BESCHREIBUNG AUFGEFÜHRTE DOKUMENTE

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

### In der Beschreibung aufgeführte Patentdokumente

- US 4191599 A [0007] [0056]
- US 20190300977 A [0007] [0056]

### In der Beschreibung aufgeführte Nicht-Patentliteratur

- **MACHERAUCH et al.** Zur zweckmäßigen Definition von Eigenspannungen. *Härterei-Technische Mitteilungen*, 1973, vol. 28, 201-211 [0008]
- Mathematical Model for Predictions of Austenite and Ferrite Microstructures in Hot Rolling Processes. *IR-SID Report*, 1985, 7 [0070]
- 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 [0073] [0096]