(19) Europäisches Patentamt
European Patent Office
Office européen des brevets

(11) **EP 3 692 178 B1**

(12) **EUROPÄISCHE PATENTSCHRIFT**

(45) Veröffentlichungstag und Bekanntmachung des Hinweises auf die Patenterteilung:
08.06.2022 Patentblatt 2022/23

(21) Anmeldenummer: **18779642.0**

(22) Anmeldetag: **27.09.2018**

(51) Internationale Patentklassifikation (IPC):
C21D 8/02 *(2006.01)* ***C23C 2/02*** *(2006.01)*
C23C 2/06 *(2006.01)* ***C21D 9/46*** *(2006.01)*
C21D 9/56 *(2006.01)* ***C22C 38/00*** *(2006.01)*
C22C 38/02 *(2006.01)* ***C22C 38/06*** *(2006.01)*
C22C 38/40 *(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)*
C21D 1/32 *(2006.01)*

(52) Gemeinsame Patentklassifikation (CPC):
C22C 38/001; C21D 8/0226; C21D 8/0236; C21D 8/0242; C21D 8/0273; C21D 9/46; C21D 9/561; C22C 38/002; C22C 38/008; C22C 38/02; C22C 38/06; C22C 38/40; C22C 38/42; C22C 38/44; C22C 38/46; (Forts.)

(86) Internationale Anmeldenummer:
PCT/EP2018/076307

(87) Internationale Veröffentlichungsnummer:
WO 2019/068560 (11.04.2019 Gazette 2019/15)

(54) **VERFAHREN ZUR HERSTELLUNG EINES STAHLBANDES AUS HÖCHSTFESTEM MEHRPHASENSTAHL**

METHOD FOR PRODUCING A STEEL STRIP FROM AN ULTRAHIGH STRENGTH MULTIPHASE STEEL

PROCEDE DE FABRICATION D'UNE BANDE D'ACIER A PARTIR D'UN ACIER MULTIPHASE A TRES HAUTE RESISTANCE

(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

(30) Priorität: **06.10.2017 DE 102017123236**

(43) Veröffentlichungstag der Anmeldung:
12.08.2020 Patentblatt 2020/33

(73) Patentinhaber: **Salzgitter Flachstahl GmbH**
38239 Salzgitter (DE)

(72) Erfinder: **SCHULZ, Thomas**
47251 Duisburg (DE)

(74) Vertreter: **Moser Götze & Partner Patentanwälte mbB**
Paul-Klinger-Strasse 9
45127 Essen (DE)

(56) Entgegenhaltungen:
EP-A1- 2 426 230
DE-A1-102012 002 079
DE-A1-102013 013 067
DE-A1-102014 017 273
DE-A1-102014 017 274
DE-A1-102014 017 275
DE-A1-102015 111 177

Anmerkung: Innerhalb von neun Monaten nach Bekanntmachung des Hinweises auf die Erteilung des europäischen Patents im Europäischen Patentblatt kann jedermann nach Maßgabe der Ausführungsordnung beim Europäischen Patentamt gegen dieses Patent Einspruch einlegen. Der Einspruch gilt erst als eingelegt, wenn die Einspruchsgebühr entrichtet worden ist. (Art. 99(1) Europäisches Patentübereinkommen).

Processed by Luminess, 75001 PARIS (FR)

(Forts. nächste Seite)

(52) Gemeinsame Patentklassifikation (CPC): (Forts.)
C22C 38/48; C22C 38/50; C22C 38/54;
C22C 38/58; C23C 2/02; C23C 2/06; C21D 1/32;
C21D 2211/001; C21D 2211/002; C21D 2211/005;
C21D 2211/008

Beschreibung

[0001] Die Erfindung betrifft ein Verfahren zur Herstellung eines Stahlbandes aus einem Mehrphasenstahl mit einer Mindestzugfestigkeit von 980 MPa im nicht vergüteten Zustand gemäß dem Oberbegriff des Patentanspruches 1.

[0002] Insbesondere betrifft die Erfindung Stähle mit einer Zugfestigkeit im Bereich von mindestens 980 MPa im nicht vergüteten Zustand, zur Herstellung von Bauteilen, die eine verbesserte Umformbarkeit, wie zum Beispiel im Hinblick auf eine Lochaufweitung sowie verbesserte Fügeeignung, wie beispielsweise von Schweißeigenschaften aufweisen.

[0003] Der heiß umkämpfte Automobilmarkt zwingt die Hersteller stetig, Lösungen zur Senkung des Flottenkraftstoffverbrauches und CO2-Abgasausstoßes unter Beibehaltung eines größtmöglichen Komforts und Insassenschutzes zu finden. Dabei spielt einerseits die Gewichtsersparnis aller Fahrzeugkomponenten eine entscheidende Rolle, andererseits aber auch ein möglichst günstiges Verhalten der einzelnen Bauteile bei hoher statischer und dynamischer Beanspruchung im Betrieb wie auch im Crashfall.

[0004] Die Stahllieferanten tragen durch die Bereitstellung von höchstfesten Stählen o.g. Aufgabenstellung Rechnung. Darüber hinaus kann durch die Bereitstellung höchstfester Stähle mit geringerer Blechdicke das Gewicht der Fahrzeugkomponenten bei gleichem und eventuell sogar verbessertem Bauteilverhalten reduziert werden.

[0005] Diese neu entwickelten Stähle müssen neben der geforderten Gewichtsreduzierung den hohen Materialanforderungen bezüglich Dehngrenze, Zugfestigkeit und Bruchdehnung sowie Bake-Hardening-Index genügen, wie auch den hohen Bauteilanforderungen nach Zähigkeit, Kantenrissunempfindlichkeit, verbesserten Biegewinkel und Biegeradius, Energieabsorption sowie definierten Verfestigungen über den Work-Hardening-Effekt und den Bake-Hardening-Effekt aufweisen.

[0006] Darüber hinaus muss eine gute Verarbeitbarkeit gewährleistet werden. Dies betrifft sowohl die Prozesse beim Automobilhersteller, zum Beispiel Stanzen und Umformen, optionale thermische Vergütung mit nachgeschaltetem optionalen Anlassen, Schweißen und/oder einer Oberflächennachbehandlung, wie Phosphatieren und KTL-Lackieren und auch die Fertigungsprozesse beim Vormateriallieferanten, wie beispielsweise Oberflächenveredelung durch metallische oder organische Beschichtung.

[0007] Auch wird zunehmend eine verbesserte Fügeeignung beispielsweise in Form von besserer allgemeiner Schweißbarkeit, wie einem größeren nutzbaren Schweißbereich beim Widerstandspunktschweißen und ein verbessertes Versagensverhalten der Schweißnaht (Bruchbild) unter mechanischer Beanspruchung, sowie eine ausreichende Resistenz gegenüber verzögerter Wasserstoffversprödung (d.h. delayed fracture free) gefordert. Gleiches gilt für die Schweißeignung höchstfester Stähle bei der Herstellung von Rohren, die zum Beispiel mittels des Hochfrequenz-Induktionsschweißverfahrens (HFI) hergestellt werden.

[0008] Das Lochaufweitvermögen ist eine Materialeigenschaft, welche die Beständigkeit des Materials gegen Risseinleitung und Rissausbreitung bei Umformoperationen in kantennahen Bereichen, wie zum Beispiel beim Kragenziehen, beschreibt.

[0009] Der Lochaufweiteversuch ist beispielsweise in der ISO 16630 normativ geregelt. Danach werden vorgefertigte zum Beispiel in ein Blech gestanzte Löcher mittels eines Dorns aufgeweitet. Die Messgröße ist die auf den Ausgangsdurchmesser bezogene Änderung des Lochdurchmessers, bei der am Rand des Lochs der erste Riss durch das Blech auftritt.

[0010] Eine verbesserte Kantenrissunempfindlichkeit bedeutet ein erhöhtes Umformvermögen der Blechkanten und kann durch ein erhöhtes Lochaufweitvermögen beschrieben werden. Dieser Sachverhalt ist unter den Synonymen "Low Edge Crack" (LEC) bzw. unter "High Hole Expansion" (HHE) sowie unter xpand® bekannt.

[0011] Der Biegewinkel beschreibt eine Materialeigenschaft, die Rückschlüsse auf das Materialverhalten bei Umformoperationen mit dominanten Biegeanteilen (zum Beispiel beim Falzen) oder auch bei Crashbelastungen gibt. Vergrößerte Biegewinkel erhöhen somit die Fahrgastzellensicherheit.

[0012] Die Bestimmung des Biegewinkels (α) wird zum Beispiel über den Plättchen-Biegeversuch in der VDA 238-100 normativ geregelt.

[0013] Die oben genannten Eigenschaften sind wichtig für Bauteile, die eine sehr komplexe Ausformung haben.

[0014] Verbesserte Schweißbarkeit wird bekanntermaßen u.a. durch ein abgesenktes Kohlenstoffäquivalent erreicht.

[0015] Dafür stehen Synonyme wie "unterperitektisch" (UP) bzw. das bereits bekannte "Low Carbon Equivalent" (LCE). Dabei ist der Kohlenstoffgehalt üblicherweise kleiner 0,120 Gew.-%.

[0016] Weiterhin kann das Versagensverhalten bzw. das Bruchbild der Schweißnaht über eine deutliche Zulegierung mit Mikrolegierungselementen, bei kohlenstoffarmen Stählen mit abgesenktem Kohlenstoffäquivalent, verbessert werden.

[0017] Bauteile hoher Festigkeit müssen gegenüber Wasserstoff eine ausreichende Resistenz gegenüber einer Materialversprödung aufweisen.

[0018] Die Prüfung der Beständigkeit von Advanced High Strength Steels (AHSS) für den Automobilbau gegenüber fertigungsbedingten wasserstoffinduzierten Sprödbrüchen ist in der SEP1970 geregelt und über die Bügelprobe und die Lochzugprobe getestet.

[0019] Im Fahrzeugbau finden zunehmend Dualphasenstähle Anwendung, die aus einem ferritischen Grundgefüge bestehen, in das eine martensitische Zweitphase eingelagert ist. Es hat sich herausgestellt, dass sich bei kohlenstoffarmen, mikrolegierten Stählen Anteile weiterer Phasen wie Bainit und Restaustenit sich vorteilhaft zum Beispiel auf das Lochaufweitverhalten, das Biegeverhalten und das wasserstoffinduzierte Sprödbruchverhalten auswirken. Der Bainit kann hierbei in unterschiedlichen Erscheinungsformen, wie zum Beispiel oberer und unterer Bainit, vorliegen.

[0020] Die charakteristischen Verarbeitungseigenschaften der Dualphasenstähle, wie ein sehr niedriges Streckgrenzenverhältnis bei gleichzeitig sehr hoher Zugfestigkeit, eine starke Kaltverfestigung und eine gute Kaltumformbarkeit, sind hinreichend bekannt.

[0021] Die an den Stahlwerkstoff geforderte Eigenschaftskombination stellt letztendlich einen bauteilspezifischen Kompromiss aus Einzeleigenschaften dar. Diese Eigenschaften reichen aber bei immer komplexeren Bauteilgeometrien oft nicht mehr aus.

[0022] Zunehmend finden auch Mehrphasenstähle im Automobilbau Anwendung, wie Komplexphasenstähle, ferritisch-bainitische Stähle, bainitische Stähle sowie martensitische Stähle, die unterschiedliche Gefügezusammensetzungen aufweisen. Komplexphasenstähle sind nach EN 10346 Stähle, die geringe Anteile von Martensit, Restaustenit und/oder Perlit in einem ferritisch/bainitischen Grundgefüge enthalten, wobei durch eine verzögerte Rekristallisation oder durch Ausscheidungen von Mikrolegierungselementen eine starke Kornfeinung bewirkt wird.

[0023] Diese Komplexphasenstähle besitzen im Vergleich zu Dualphasenstählen höhere Streckgrenzen, ein größeres Streckgrenzenverhältnis, eine geringere Kaltverfestigung und ein höheres Lochaufweitvermögen.

[0024] Ferritisch-bainitische Stähle sind nach EN 10346 Stähle, die Bainit oder verfestigten Bainit in einer Matrix aus Ferrit und/oder verfestigtem Ferrit enthalten. Die Festigkeit der Matrix wird durch eine hohe Versetzungsdichte, durch Kornfeinung und die Ausscheidung von Mikrolegierungselementen bewirkt.

[0025] Dualphasenstähle sind nach EN 10346 Stähle mit einem ferritischen Grundgefüge, in dem eine martensitische Zweitphase inselförmig eingelagert ist, fallweise auch mit Anteilen von Bainit als Zweitphase. Bei hoher Zugfestigkeit zeigen Dualphasenstähle ein niedriges Streckgrenzenverhältnis und eine starke Kaltverfestigung.

[0026] TRIP-Stähle sind nach EN 10346 Stähle mit einem überwiegend ferritischen Grundgefüge, in dem Bainit und Restaustenit eingelagert ist, der während der Umformung zu Martensit umwandeln kann (TRIP-Effekt). Wegen seiner starken Kaltverfestigung erreicht der Stahl hohe Werte der Gleichmaßdehnung und Zugfestigkeit. In Verbindung mit dem Bake-Hardening-Effekt sind hohe Bauteilfestigkeiten erreichbar. Diese Stähle eignen sich sowohl zum Streckziehen als auch zum Tiefziehen. Bei der Materialumformung sind jedoch höhere Blechhalterkräfte und Pressenkräfte erforderlich. Eine vergleichsweise starke Rückfederung ist zu berücksichtigen.

[0027] Zu den hochfesten Stählen mit einphasigem Gefüge zählen zum Beispiel bainitische und martensitische Stähle.

[0028] Bainitische Stähle sind nach EN 10346 Stähle, die sich durch eine sehr hohe Streckgrenze und Zugfestigkeit bei einer ausreichend hohen Dehnung für Kaltumformprozesse auszeichnen. Aufgrund der chemischen Zusammensetzung ist eine gute Schweißbarkeit gegeben. Das Gefüge besteht typischerweise aus Bainit. Es können im Gefüge vereinzelt geringe Anteile anderer Phasen, wie zum Beispiel Martensit und Ferrit, enthalten sein.

[0029] Martensitische Stähle sind nach EN 10346 Stähle, die durch thermomechanisches Walzen kleine Anteile von Ferrit und/oder Bainit in einem Grundgefüge aus Martensit enthalten. Diese Stahlsorte zeichnet sich durch eine sehr hohe Streckgrenze und Zugfestigkeit bei einer ausreichend hohen Dehnung für Kaltumformprozesse aus. Innerhalb der Gruppe der Mehrphasenstähle weisen die martensitischen Stähle die höchsten Zugfestigkeitswerte auf. Die Eignung zum Tiefziehen ist beschränkt. Die martensitischen Stähle eignen sich vorwiegend für biegende Umformverfahren, wie Rollformen.

[0030] Vergütungsstähle sind nach EN 10083 Stähle, die durch Vergüten (=Härten und Anlassen) eine hohe Zug- und Dauerfestigkeit erhalten. Führt die Abkühlung beim Härten an Luft zu Bainit oder Martensit, wird das Verfahren "Lufthärten" genannt. Über ein nach dem Härten erfolgendes Anlassen kann gezielt Einfluss auf das Festigkeits-/Zähigkeitsverhältnis genommen werden.

[0031] Zum Einsatz kommen diese Stähle aktuell in Struktur-, Fahrwerks- und crashrelevanten Bauteilen, sowie als flexibel kaltgewalzte Bänder.

[0032] Eine signifikante Gewichtsreduktion durch die belastungsangepasste Wahl der Blechdicke über die Bauteillänge ermöglicht diese Tailor Rolled Blank Leichtbau-Technologie (TRB®).

[0033] Mit heute bekannten Legierungen und verfügbaren kontinuierlichen Glühanlagen für stark variierende Blechdicken ist allerdings die Herstellung von TRB®s mit Mehrphasengefüge nicht ohne Einschränkungen möglich, wie beispielsweise für die Wärmebehandlung vor dem Kaltwalzen. In Bereichen unterschiedlicher Blechdicke kann aufgrund eines bei den gängigen Prozessfenstern auftretenden Temperaturgefälles kein homogenes mehrphasiges Gefüge in kalt- wie auch warmgewalzten Stahlbändern eingestellt werden.

[0034] Sollen Feinbleche erzeugt werden, werden die kaltgewalzten Stahlbänder aus wirtschaftlichen Gründen üblicherweise im Durchlaufglühverfahren rekristallisierend zu gut umformbarem Feinblech geglüht.

[0035] Abhängig von der Legierungszusammensetzung und dem Bandquerschnitt werden die Prozessparameter, wie Durchlaufgeschwindigkeit, Glühtemperaturen und Abkühlgeschwindigkeit, entsprechend den geforderten mechanisch-

technologischen Eigenschaften mit dem dafür notwendigen Gefüge eingestellt.

[0036] Oben genannte Eigenschaften werden beispielsweise durch die Stahlzusammensetzungen, die Prozessparameter beim Warmwalzen, die Prozessparameter beim Beizen (beispielsweise das Streckbiegerichten) und die Prozessparameter beim Kaltwalzen bereits vor dem Durchlaufglühen signifikant beeinflusst.

[0037] Die Stahlzusammensetzung wird durch Analysenvorschriften, die MIN- und MAX-Bereiche definieren, festgelegt.

[0038] Je nach dem herzustellenden Mehrphasenstahl werden die Prozessparameter beim Warmwalzen, wie zum Beispiel Standard-Brammendicke, Brammenliegezeit, Brammenausstoßtemperatur, Stichplan bei der Vorbandwalzung, Standard-Vorbanddicke, Einlauftemperatur in die Warmbandstraße, Stichplan beim Warmwalzen, Endwalztemperatur, Warmbandkühlmuster, Haspeltemperatur, festgelegt.

[0039] Beim Beizen beeinflusst ein optionales Streckbiegerichten (Recken) den nachfolgenden Prozessschritt.

[0040] Beim Kaltwalzen werden die Warmbanddicke zur Darstellung einer Kaltwalzdicke durch einen Standard-Kaltabwalzgrad bereits bei der Auftragsumsetzung in die technischen Vorgaben (Prozessparameter) festgelegt.

[0041] Die Dicke des Vorbandes beim Warmwalzprozess, beschreibt die Ausgangsdicke vor dem Einlaufen in die mehrgerüstige Warmbandstraße, wobei das Vorband reversierend, in mehreren Stichen (Durchläufe) aus einer Bramme mit einer definierten Standarddicke gefertigt wurde.

[0042] Typische Brammendicken liegen zwischen 250 mm und 300 mm (Standard 250 mm, hier weiter betrachtet), die Vorbanddicken bewegen sich üblicherweise bei den Mehrphasenstählen zwischen 40 mm bis 60 mm.

[0043] Üblicherweise sind die Vorbanddicken für das anschließende Warmwalzen relativ konstant, je nach Werkstoffzusammensetzung, beispielsweise bei 45 mm (hier Standard genannt).

[0044] Werte darunter oder darüber bewirken veränderte technologische Warmbandkennwerte, wie Zugfestigkeit und Streckgrenze, die wiederum die anschließende Umformung beim Kaltwalzen dadurch beeinflussen, wie das Kaltverfestigungsverhalten.

[0045] Zur Erreichung der von den Normen geforderten finalen technologischen Feinblechkennwerte wird bei der Durchlaufglühbehandlung zur Sicherstellung einer ordnungsgemäßen Rekristallisation, entsprechend dem Stand der Technik, eine materialabhängige Vorbanddicke festgelegt. Unterschreitungen bzw. Überschreitungen beeinflussen bei den klassischen Stählen die finalen technologischen Kennwerte so weit, dass es zu erheblichen Chargenschwankungen (Streubereich) kommen kann.

[0046] Der Abwalzgrad beim Kaltwalzen (Kaltabwalzgrad) beschreibt das prozentuale Verhältnis von der Differenz der Warmbandausgangsdicke zur Kaltbandenddicke bezogen auf die Warmbandausgangsdicke.

[0047] Üblicherweise sind die Kaltabwalzgrade relativ konstant, sie betragen bei dickeren Kaltbändern von über 2 mm bis zu ca. 40 % und bis zu ca. 60 % bei Kaltbändern bis 1 mm Dicke.

[0048] Zur Erreichung der von den Normen geforderten technologischen Kennwerte wird bei der Durchlaufglühbehandlung zur Sicherstellung einer ordnungsgemäßen Rekristallisation, entsprechend dem Stand der Technik, im Durchschnitt ein Kaltabwalzgrad von ca. 50% benötigt. Unterschreitungen bzw. Überschreitungen führen bei den klassischen Stählen zu schwankenden technologischen Kennwerten, wie bei den TRB®'s beschrieben.

[0049] Zur Erzielung eines feinkörnigen Gefüges nach dem Durchlaufglühvorgang wird bekanntermaßen in Abhängigkeit von der Rekristallisationstemperatur ein Mindestkaltwalzgrad eingestellt, um eine entsprechende Versetzungsdichte für die Rekristallisationsglühung einzustellen.

[0050] Ist der Kaltabwalzgrad zu gering (auch in lokalen Bereichen), kann die kritische Schwelle zur Rekristallisation nicht überwunden werden, so dass ein feinkörniges und relativ gleichmäßiges Gefüge nicht erreicht werden kann. Durch unterschiedliche Korngrößen im Kaltband stellen sich auch nach der Rekristallisation unterschiedliche Korngrößen im finalen Gefüge ein, was zu Kennwertschwankungen führt. Verschieden große Körner können beim Abkühlen von der Ofentemperatur zu unterschiedlichen Phasenbestandteilen umwandeln und für eine weitere Inhomogenität sorgen.

[0051] Zur Erreichung des jeweils geforderten Gefüges wird das Kaltband im Durchlaufglühofen auf eine Temperatur aufgeheizt, bei der sich während der Abkühlung die geforderte Gefügeausbildung (zum Beispiel Dual- oder Komplexphasengefüge) einstellt.

[0052] Wenn aufgrund hoher Korrosionsschutzanforderungen die Oberfläche des Kaltbandes schmelztauchverzinkt werden soll, erfolgt die Glühbehandlung üblicherweise in einer kontinuierlichen Feuerverzinkungsanlage, bei der die Wärmebehandlung oder Glühung und die nachgeschaltete Verzinkung in einem kontinuierlichen Prozess stattfinden.

[0053] Beim Durchlaufglühen von warm- oder kaltgewalzten Stahlbändern mit zum Beispiel aus den Schriften EP 2 028 282 A1 und EP 2 031 081 A1 bekannten Legierungskonzepten für höchstfeste Dualphasenstähle mit Mindestzugfestigkeiten von ca. 980 MPa, besteht das Problem, dass nur ein kleines Prozessfenster für die Glühparameter vorhanden ist. Damit sind bereits bei minimalen Querschnittsänderungen (Dicke, Breite) Anpassungen der Prozessparameter für das Erreichen gleichmäßiger mechanischer Eigenschaften erforderlich.

[0054] Bei aufgeweiteten Prozessfenstern sind bei gleichen Prozessparametern die geforderten Bandeigenschaften auch bei größeren Querschnittsänderungen der zu glühenden Bänder möglich.

[0055] Dies betrifft neben flexibel gewalzten Bändern mit unterschiedlichen Blechdicken über die Bandlänge vor allen

Dingen auch Bänder mit unterschiedlicher Dicke und/oder unterschiedlicher Breite, die nacheinander geglüht werden müssen.

[0056] Eine homogene Temperaturverteilung ist gerade bei unterschiedlichen Dicken im Übergangsbereich von einem Band zum anderen nur schwierig zu erreichen. Dies kann bei Legierungszusammensetzungen mit zu kleinen Prozessfenstern bei der Durchlaufglühung dazu führen, dass beispielsweise das dünnere Band zu langsam durch den Ofen gefahren wird und dadurch die Produktivität gesenkt wird, oder dass das dickere Band zu schnell durch den Ofen gefahren wird und die erforderliche Glühtemperatur für das gewünschte Gefüge nicht erreicht wird. Die Folgen sind vermehrter Ausschuss.

[0057] Der entscheidende Prozessparameter bei Material mit einem relativ konstanten Kaltabwalzgrad ist daher die Einstellung der Geschwindigkeit bei der Durchlaufglühung, da die Phasenumwandlung temperatur- und zeitabhängig abläuft. Je unempfindlicher der Stahl in Bezug auf die Gleichmäßigkeit der mechanischen Eigenschaften bei Änderungen im Temperatur- und Zeitverlauf bei der Durchlaufglühung ist, desto größer ist somit das Prozessfenster.

[0058] Besonders gravierend wird das Problem eines zu engen Prozessfensters bei der Glühbehandlung von Kaltbändern, die zu geringe oder zu hohe Vorbanddicken bzw. zu niedrige oder zu hohe Kaltabwalzgrade aufweisen, wie auch bei der Glühbehandlung von Bändern mit über die Bandlänge variierenden Blechdicken für die Herstellung belastungsoptimierter Bauteile aus Kaltband, aber auch aus Warmband.

[0059] Ein Verfahren zur Herstellung eines Stahlbandes mit unterschiedlicher Dicke über die Bandlänge wird beispielsweise in der DE 100 37 867 A1 beschrieben.

[0060] Bei Anwendung der bekannten Legierungskonzepte für die Gruppe der Mehrphasenstähle ist es aufgrund des engen Prozessfensters schon beim Durchlaufglühen unterschiedlich dicker Bänder nur schwer möglich, über die gesamte Bandlänge des Bandes gleichmäßige mechanische Eigenschaften zu erreichen. Komplexphasenstähle weisen zudem ein noch engeres Prozessfenster auf als Dualphasenstähle.

[0061] Relativ homogene mechanisch-technologische Eigenschaften von verschiedenen Kaltbändern mit variablen Vorbanddicken bzw. variablen Kaltabwalzgraden einzustellen, ist mit den bekannten Legierungskonzepten beim Durchlaufglühen praktisch nicht zu erreichen. Der für die Rekristallisationsglühung notwendige Kaltabwalzgrad führt zu einer sehr deutlichen Einschränkung in der Flexibilität der Materialerzeugung innerhalb der gesamten Prozesskette. Bereits die finale Kaltbanddicke legt die Dicke des Warmbandes und somit die Warmbandfertigungsparameter fest.

[0062] Bei flexibel gewalzten Kaltbändern aus Mehrphasenstählen bekannter Zusammensetzungen, weisen wegen des zu kleinen Prozessfensters die Bereiche mit geringerer Blechdicke aufgrund der Umwandlungsvorgänge bei der Abkühlung entweder zu hohe Festigkeiten durch zu große Martensitanteile auf oder die Bereiche mit größerer Blechdicke erreichen zu geringe Festigkeiten durch zu geringe Martensitanteile. Homogene mechanisch-technologische Eigenschaften über die Bandlänge oder -breite sind mit den bekannten Legierungskonzepten beim Durchlaufglühen praktisch nicht zu erreichen.

[0063] Die bekannten Legierungskonzepte für Mehrphasenstähle sind durch ein zu enges Prozessfenster charakterisiert und deshalb insbesondere für die Kaltbandfertigung mit variablen Vorbanddicken und variablen Kaltabwalzgraden, sowie für flexibel gewalzte Bänder, ungeeignet.

[0064] Aus der Offenlegungsschrift DE 10 2012 002 079 A1 ist ein höchstfester Mehrphasenstahl mit Mindestzugfestigkeiten von 950 MPa bekannt, der zwar schon ein sehr breites Prozessfenster für die Durchlaufglühung von Warm- oder Kaltbändern aufweist, es hat sich jedoch gezeigt, dass auch mit diesem Stahl weder variable Vorbanddicken, noch variable Kaltabwalzgrade, mit einer einzigen Warmbanddicke (Masterwarmbanddicke) unter Realisierung gleichmäßiger Werkstoffeigenschaften zu erreichen sind.

[0065] Aus der Offenlegungsschrift DE 10 2015 111 177 A1 ist ein höchstfester Mehrphasenstahl mit Mindestzugfestigkeiten von 980 MPa bekannt, der schon ein sehr breites Prozessfenster für die Durchlaufglühung von Warm- oder Kaltbändern aufweist, wie auch beispielsweise mit einer einzigen Warmbanddicke (Masterwarmbanddicke) unter Realisierung variabler Kaltabwalzgrade, durchlaufgeglühte Kaltbänder mit unterschiedlichen Dicken und mit gleichmäßigen Werkstoffeigenschaften erreichen kann.

[0066] Aus der Offenlegungsschrift DE 10 2014 017 274 A1 ist ein höchstfester lufthärtbarer Mehrphasenstahl mit Mindestzugfestigkeiten im nicht luftgehärteten Zustand von 950 MPa bekannt, der zwar schon ein sehr breites Prozessfenster für die Durchlaufglühung von Warm- oder Kaltbändern aufweist, wie auch beispielsweise mit einer einzigen Warmbanddicke (Masterwarmbanddicke) unter Realisierung variabler Kaltabwalzgrade, durchlaufgeglühte Kaltbänder, mit unterschiedlichen Dicken und mit gleichmäßigen Werkstoffeigenschaften erreichen kann und für den anschließenden Lufthärtungsprozess geeignet ist.

[0067] Das Ziel, die resultierenden mechanisch-technologischen Eigenschaften in einem engen Bereich über Bandbreite und Bandlänge durch die gesteuerte Einstellung der Volumenanteile der Gefügebestandteile zu erreichen, hat oberste Priorität und ist nur durch ein vergrößertes Prozessfenster möglich. Die bekannten Legierungskonzepte sind durch ein zu enges Prozessfenster charakterisiert und deshalb zur Lösung der vorliegenden Problematik, insbesondere bei flexibel gewalzten Bändern, ungeeignet. Mit den bekannten Legierungskonzepten sind derzeit nur Stähle einer Festigkeitsklasse mit definierten Querschnittsbereichen (Banddicke und Bandbreite) darstellbar, so dass für unterschied-

liche Festigkeitsklassen und/oder

[0068] Querschnittsbereiche veränderte Legierungskonzepte notwendig sind.

[0069] Bei der Stahlherstellung zeigt sich ein Trend zur Reduzierung des Kohlenstoffäquivalents, um eine verbesserte Kaltverarbeitung (Kaltwalzen, Kaltumformen) sowie bessere Gebrauchseigenschaften zu erreichen.

[0070] Aber auch die Schweißeignung - charakterisiert unter anderem durch das Kohlenstoffäquivalent - ist eine wichtige Beurteilungsgröße.

[0071] Beispielsweise werden in den nachfolgenden Kohlenstoffäquivalenten

$$CEV(IIW) = C + Mn/6 + (Cu + Ni)/15 + (Cr + Mo + V)/5$$

$$CET = C + (Mn + Mo)/10 + (Cr + Cu)/20 + Ni/40$$

$$PCM = C + (Mn + Cu + Cr)/20 + Ni/60 + Mo/15 + V/10 + 5\,B$$

die charakteristischen Standardelemente, wie Kohlenstoff und Mangan, sowie Chrom bzw. Molybdän und Vanadium berücksichtigt (Gehalte in Gew.-%).

[0072] Stand der Technik ist auch, dass eine Zunahme der Festigkeit durch das mengenmäßige Steigern von Kohlenstoff und/oder Silizium und/oder Mangan sowie eine Zunahme der Festigkeit über die Gefügeeinstellungen und die Mischkristallverfestigung (Mischkristallhärtung) erreicht wird.

[0073] Durch die Mengensteigerung der vorgenannten Elemente verschlechtern sich jedoch zunehmend die Materialverarbeitungseigenschaften, beispielsweise beim Schweißen, Umformen und Schmelztauchveredeln.

[0074] Bei der Stahlherstellung zeigt sich allerdings ein Trend zur Reduzierung des Kohlenstoff- und/oder Mangangehaltes, um eine verbesserte Kaltverarbeitung sowie bessere Gebrauchseigenschaften zu erreichen.

[0075] Ein Beispiel ist der Lochaufweittest zur Beschreibung und Quantifizierung des Kantenrissverhaltens. Bei entsprechend optimierten Stahlsortenanpassungen erwartet der Stahlanwender höhere Werte als beim Standardmaterial. Aber auch die Schweißeignung, charakterisiert durch das Kohlenstoffäquivalent, rückt weiter in den Fokus.

[0076] Von der Automobilindustrie werden zunehmend Stahlsorten nachgefragt mit je nach Anwendungsfall deutlich unterschiedlichen Anforderungen hinsichtlich des Verhältnisses der Streckgrenze (Re) bzw. Dehngrenze (Rp0,2) zur Zugfestigkeit. Das führt zu Stahlentwicklungen mit vergleichsweise großem Streckgrenzenintervall bei einem normativen Zugfestigkeitsintervall.

[0077] Ein niedriges Streckgrenzenverhältnis (Re/Rm) ist typisch für einen Dualphasenstahl und dient vor allem der Umformbarkeit bei Streck- und Tiefziehvorgängen.

[0078] Ein höheres Streckgrenzenverhältnis (Re/Rm) wie es für Komplexphasenstähle typisch ist, zeichnet sich auch durch den Widerstand gegen Kantenrisse aus. Dies lässt sich auf die geringeren Unterschiede in den Festigkeiten der einzelnen Gefügebestandteile zurückführen, was sich günstig auf eine homogene Verformung im Bereich der Schnittkante auswirkt.

[0079] Die analytische Landschaft zur Erreichung von Mehrphasenstählen mit Mindestzugfestigkeiten von 980 MPa ist sehr vielfältig und zeigt sehr große Legierungsbereiche bei den festigkeitssteigernden Elementen Kohlenstoff, Mangan, Phosphor, Aluminium sowie Chrom und/oder Molybdän, wie auch in der Zugabe von Mikrolegierungen einzeln oder in Kombinationen, sowie in den materialcharakterisierenden Sondereigenschaften, wie Lochaufweitung und abgesenkte Kohlenstoffäquivalent, etc.

[0080] Das Abmessungsspektrum ist breit und liegt im Dickenbereich von 0,50 bis 3,00 mm, wobei mengenmäßig der Bereich zwischen 0,80 bis 2,10 mm relevant ist.

[0081] Dickenbereiche unter 0,50 und über 3,00 mm sind denkbar.

[0082] Insgesamt besteht bei den bekannten Stahlgüten das Problem, dass im Hinblick auf die erforderlichen Mindestabwalzgrade beim Kaltwalzen für eine vollständige Rekristallisation nach der Durchlaufglühung, bei einer gegebenen Vorbanddicke zur Herstellung einer Masterwarmbanddicke nach dem Warmwalzen keine Fertigungsflexibilität (s. Figur 1, Prozessschritte 6,8 und 9 sind dann notwendig) mehr besteht im Hinblick auf zu erreichende unterschiedliche Kaltbanddicken. Insbesondere ist die Herstellung unterschiedlicher Kaltbanddicken bei einer konstanten Masterwarmbanddicke mit vergleichbaren Werkstoffeigenschaften am erzeugten Kaltband auf Grund eines zu geringen Prozessfensters nicht möglich. Zudem schränkt die Vorgabe einer konstanten Vorbanddicke zur Herstellung einer vorgegebenen konstanten Masterwarmbanddicke die Fertigungsflexibilität zusätzlich ein.

[0083] Der Erfindung liegt daher die Aufgabe zugrunde, ein Verfahren zur Herstellung eines Stahlbandes aus einem Mehrphasenstahl anzugeben, mit dem das Prozessfenster für die Durchlaufglühung von Kaltbändern so erweitert werden kann, dass aus unterschiedlichen Vorbanddicken, einer vorgegebenen Warmbanddicke (Masterwarmbanddicke) unter-

schiedliche Kaltbanddicken beziehungsweise aus verschiedenen Warmbanddicken eine Kaltbanddicke (Masterkaltbanddicke) gefertigt werden können. Zudem sollen anstelle von konstanten Vorbanddicken variable Vorbanddicken vor dem Warmwalzen Anwendung finden können.

[0084] Hierbei sollen möglichst gleichmäßige Kaltband-Werkstoffeigenschaften unabhängig von der eingestellten Vorbanddicke und dem eingestellten Kaltwalzgrad erreicht werden.

[0085] Zudem soll das Prozessfenster für die Glühung, insbesondere Durchlaufglühung, von auf Enddicke kaltgewalzten Stahlbändern so erweitert werden, dass neben Bändern mit unterschiedlichen Querschnitten (Querschnittssprung) auch Stahlbänder mit über Bandlänge und ggf. Bandbreite variierender Dicke (TRB®) mit möglichst homogenen mechanisch-technologischen Eigenschaften erzeugt werden können.

[0086] Nach der Lehre der Erfindung wird diese Aufgabe gelöst durch ein Verfahren zur Herstellung eines Stahlbandes aus einem höchstfesten Mehrphasenstahl mit Dualphasengefüge oder Komplexphasengefüge sowie geringen Anteilen von Restaustenit mit einer Mindestzugfestigkeit von 980 MPa im nicht vergüteten Zustand mit folgenden Gehalten in Gew.-%:

C ≥ 0,075 bis ≤ 0,115
Si ≥ 0,400 bis ≤ 0,500
Mn ≥ 1,900 bis ≤ 2,350
Cr ≥ 0,250 bis ≤ 0,400
Al ≥ 0,010 bis ≤ 0,060
N ≥ 0,0020 bis ≤ 0,0120
P ≤ 0,020
S ≤ 0,0020
Ti ≥ 0,005 bis ≤ 0,060
Nb ≥ 0,005 bis ≤ 0,060
V ≥ 0,005 bis ≤ 0,020
B ≥ 0,0005 bis ≤ 0,0010
Mo ≥ 0,200 bis ≤ 0,300
Ca ≥ 0,0010 bis ≤ 0,0060
Cu ≤ 0,050
Ni ≤ 0,050
Sn ≤ 0,040
H ≤ 0,0010

[0087] Rest Eisen, einschließlich üblicher stahlbegleitender erschmelzungsbedingter Verunreinigungen, bei dem im Hinblick auf ein möglichst breites Prozessfenster bei der Durchlaufglühung, von Kaltbändern aus diesem Stahl der Summengehalt von Mn-Si+Cr ≥ 1,750 Gew.-% bis ≤ 2,250 Gew.-% beträgt, dadurch gekennzeichnet, dass aus dem Mehrphasenstahl im Zustand einer Bramme ein Vorband erzeugt wird, anschließend aus dem Vorband das Stahlband mit der zu erzielenden Warmbandenddicke bei Endwalztemperaturen im austenitischen Bereich oberhalb Ar3 warmgewalzt wird, bei Haspeltemperaturen oberhalb der Bainitstarttemperatur aufgehaspelt wird und dass ausgehend von einer zuvor festgelegten Brammendicke und einem zuvor ausgewählten Vorband mit einer definierten, aber variablen Dicke, Warmbänder mit gleicher Dicke mit Abwalzgraden von 72 % bis 87 % mit der zu erzielenden Enddicke warmgewalzt werden, dass zur Erzeugung des geforderten mehrphasigen Gefüges das auf Enddicke kaltgewalzte Stahlband während der Durchlaufglühung auf eine Temperatur im Bereich von ca. 700 bis 950°C aufgeheizt und dass das geglühte Stahlband anschließend von der Glühtemperatur mit einer Abkühlgeschwindigkeit zwischen ca. 15 und 100°C/s bis zu einer ersten Zwischentemperatur von ca. 300 bis 500°C, folgend mit einer Abkühlgeschwindigkeit zwischen ca. 15 und 100°C/s bis zu einer zweiten Zwischentemperatur von ca. 160 bis 250°C abgekühlt wird, anschließend das Stahlband mit einer Abkühlgeschwindigkeit von ca. 2 bis 30°C/s bis zum Erreichen der Raumtemperatur an Luft abkühlt oder mit einer Abkühlgeschwindigkeit zwischen ca. 15 und 100°C/s von der ersten Zwischentemperatur bis auf Raumtemperatur abgekühlt wird oder dass zur Erzeugung des geforderten mehrphasigen Gefüges das auf Enddicke kaltgewalzte Stahlband während der Durchlaufglühung auf eine Temperatur im Bereich von ca. 700 bis 950°C aufgeheizt, anschließend auf eine Temperatur von ca. 400 bis 470°C gekühlt, wobei die Kühlung vor dem Eintreten in das Schmelzbad angehalten, dann schmelztauchveredelt und nach der Schmelztauchveredelung die Kühlung mit einer Abkühlgeschwindigkeit zwischen ca. 15 und 100°C/s bis zu einer Zwischentemperatur von ca. 200 bis 250°C fortgesetzt und anschließend das Stahlband mit einer Abkühlgeschwindigkeit von ca. 2 und 30°C/s bis zum Erreichen der Raumtemperatur an Luft abgekühlt wird oder dass zur Erzeugung des geforderten Gefüges das auf Enddicke kaltgewalzte Stahlband während der Durchlaufglühung auf eine Temperatur im Bereich von ca. 700 bis 950°C aufgeheizt, anschließend auf eine Zwischentemperatur von ca. 200 bis 250°C gekühlt und vor dem Eintreten in das Schmelzbad die Temperatur für ca. 1 bis 20 s gehalten und anschließend das Stahlband auf eine Temperatur von ca. 400 bis 470°C wieder erwärmt, dann schmelz-

tauchveredelt und nach erfolgter Schmelztauchveredlung eine erneute Kühlung mit einer Abkühlgeschwindigkeit zwischen ca. 15 und 100°C/s bis zu einer Zwischentemperatur von ca. 200 bis 250°C erfolgt und anschließend mit einer Abkühlgeschwindigkeit von ca. 2 und 30°C/s an Luft bis zur Raumtemperatur abgekühlt wird.

[0088] Mathematisch soll dies heißen, dass die Gehaltsangaben von Mn und Cr addiert und der von Si subtrahiert wird und die so erhaltene Summe (Ergebnis) größer gleich 1,750 und kleiner gleich 2,250 Gew.-% sein soll. Analoges gilt für die weiteren entsprechenden Summengehalte.

[0089] Mit dem erfindungsgemäßen Verfahren werden die mechanisch-technologischen Eigenschaften in einem engen Bereich für Kaltbänder mit variabler Vorbanddicke vor dem Warmwalzen, wie auch variablen Kaltabwalzgraden beim Kaltwalzen sicher erreicht. Durch variable Vorbanddicken kann der Kaltwalzprozess dadurch positiv beeinflusst werden, dass die Schritte Weichglühen von Warmband vor dem Kaltwalzen, Doppelkaltwalzen, Weichglühen des kaltgewalzten Bandes vor dem nächsten Kaltwalzschritt, ohne negative Folgen auf die Herstellung der oben beschriebenen Masterwarmbanddicke bzw. Masterkaltbanddicke erfolgen.

[0090] Maßgebend hierfür ist eine ausgewählte eng gehaltene Legierungszusammensetzung mit Schwerpunkt auf einen eingeschränkten und kaltbanddickenabhängigen Chrom-Gehalt, der sich als sehr positiv zur Erreichung gleichmäßiger Werkstoffeigenschaften bei unterschiedlichen Vorbanddicken, wie auch unterschiedlichen Kaltabwalzgraden herausgestellt hat. Darüber hinaus werden die darstellbaren mechanisch-technologischen Eigenschaften in einem engen Bereich über Bandbreite und Bandlänge durch die gesteuerte Einstellung der Volumenanteile der Gefügephasen erreicht.

[0091] Des Weiteren kann die bisherige Herstellungsphilosophie, dass die finale Kaltbanddicke (Enddicke) die notwendige Warmbanddicke bestimmt und eine Standard-Vorbanddicke notwendig ist, dahingehend verlassen werden, dass für verschiedene Kaltbanddicken eine ausgewählte Vorbanddicke und nur noch eine ausgewählte Masterwarmbanddicke benötigt wird. Es ist aber auch vorteilhaft möglich, eine zu erzielende Kaltbanddicke aus unterschiedlichen Warmbanddicken analog herzustellen. Dies steigert in erheblichem Maße die Flexibilität in der Fertigung und verringert zudem die Produktionskosten.

[0092] Somit kann aus dem Mehrphasenstahl im Zustand einer Bramme ein Vorband erzeugt werden, welches anschließend mit der zu erzielenden Warmbandenddicke warmgewalzt wird.

[0093] Auch ist es möglich, ausgehend von einer zuvor festgelegten Brammendicke von zum Beispiel 250 mm und einem zuvor ausgewählten Vorbandband mit einer definierten, aber variablen Dicke, Warmbänder mit gleicher Dicke mit Abwalzgraden von 72 % bis 87 % mit der zu erzielenden Enddicke warmzuwalzen.

[0094] Vorteilhaft lassen sich damit bei unterschiedlich dicken Stahlbändern beim Durchlaufglühen vergleichbare Gefügezustände und mechanische Kennwerte der Bänder durch Anpassung der Anlagendurchlaufgeschwindigkeit im Zuge der Wärmebehandlung eingestellt werden.

[0095] Der Stahl bietet zudem den Vorteil eines deutlich vergrößerten Prozessfensters im Vergleich zu den bekannten Stählen. Daraus resultiert eine erhöhte Prozesssicherheit beim Durchlaufglühen von Kaltband mit Mehrphasengefüge. Somit können für durchlaufgeglühte Kaltbänder homogenere mechanisch-technologische Eigenschaften bei Bändern mit variablen Kaltabwalzgraden sowie im Band oder im Übergangsbereich zweier Bänder auch bei unterschiedlichen Querschnitten und sonst gleichen Prozessparametern gewährleistet werden.

[0096] Erfindungsgemäß wird aus dem Mehrphasenstahl ein Stahlband hergestellt, in dem aus dem Mehrphasenstahl ein Warmband erzeugt wird, aus dem Warmband das Stahlband mit der zu erzielenden Enddicke kaltgewalzt wird und anschließend das Stahlband geglüht, insbesondere durchlaufgeglüht, wird.

[0097] Die Eigenschaften des Mehrphasenstahls machen es möglich, dass ausgehend von einer variierbaren Vorbanddicke, einem ausgewählten Masterwarmband mit einer bestimmten Dicke beziehungsweise ausgewählten Warmbändern mit verschiedenen Dicken in einen weiten Bereich von Kaltabwalzgraden von 10 % bis 70 % Stahlbänder mit der zu erzielenden Enddicke kaltgewalzt werden.

[0098] Hierbei wird erfindungsgemäß in Abhängigkeit von der zu erzielenden Enddicke des Kaltbandes die chemische Zusammensetzung des Mehrphasenstahls gewählt. Somit ist es möglich, innerhalb von wählbaren Dickenabstufungen des zu erzielenden Kaltbandes aus einem Masterwarmband mit einer Dicke entsprechende Kaltbänder mit einer oder mehreren Enddicken oder aber aus unterschiedlichen Warmbanddicken ein Masterkaltband mit einer einheitlichen Dicke zu erzeugen.

[0099] Zur Erreichung von gleichmäßigen mechanischen Eigenschaften hat es sich als vorteilhaft herausgestellt, dass das Stahlband auf eine Enddicke von 0,50 bis 3,00 mm kaltgewalzt wird und in Abhängigkeit der zu erzielenden Enddicke zuvor die chemische Zusammensetzung des Mehrphasenstahls wie folgt gewählt wird, auch wenn variable Vorbanddicken Anwendung finden.

[0100] Bezüglich der Einsatzmöglichkeit von variablen Vorbanddicken stellte es sich als besonders vorteilhaft heraus, dass der Summengehalt von Mn-Si+Cr in Abhängigkeit von der zu erzielenden Enddicke des Kaltbandes wie folgt gewählt wird:

Enddicke 0,50 bis einschließlich 1,00 mm:
Summe aus Mn-Si+Cr $\geq$ 1,750 Gew.-% bis $\leq$ 2,030 Gew.-%,

Enddicke über 1,00 bis einschließlich 2,00 mm:
Summe aus Mn-Si+Cr ≥ 1,940 Gew.-% bis ≤ 2,110 Gew.-%
Enddicke über 2,00 bis einschließlich 3,00 mm:
Summe aus Mn-Si+Cr ≥ 2,020 Gew.-% bis ≤ 2,220 Gew.-%.

[0101] Des Weiteren stellte es sich als vorteilhaft heraus, dass der Summengehalt von Mn-Si+Cr+Mo in Abhängigkeit von der zu erzielenden Enddicke des Kaltbandes wie folgt gewählt wird:

Enddicke 0,50 bis einschließlich 1,00 mm:
Summe aus Mn-Si+Cr+Mo ≥ 1,950 Gew.-% bis ≤ 2,280 Gew.-%,
Enddicke über 1,00 bis einschließlich 2,00 mm:
Summe aus Mn-Si+Cr+Mo ≥ 2,140 Gew.-% bis ≤ 2,360 Gew.-%
Enddicke über 2,00 mm bis einschließlich 3,00 mm:
Summe aus Mn-Si+Cr+Mo ≥ 2,220 Gew.-% bis ≤ 2,470 Gew.-%.

[0102] Die zu erzielende Enddicke des Stahlbandes steht somit im Zusammenhang mit der Legierungszusammensetzung des aus dem Mehrphasenstahl hergestellten Vorbandes bzw. Warmbandes.

[0103] Außerdem als vorteilhaft hat sich herausgestellt, dass das Kohlenstoffäquivalent CEV (IIW) in Abhängigkeit von der zu erzielenden Enddicke des Kaltbandes wie folgt gewählt wird:

Enddicke 0,50 mm bis einschließlich bis 1,00 mm:
C-Gehalt ≤ 0,100 Gew.-% und Kohlenstoffäquivalent CEV (IIW) ≤ 0,62%,
Enddicke über 1,00 mm bis einschließlich 2,00 mm:
C-Gehalt ≤ 0,105 Gew.-% und das Kohlenstoffäquivalent CEV (IIW) ≤ 0,64%,
Enddicke über 2,00 mm bis einschließlich 3,00 mm:
C-Gehalt ≤ 0,115 Gew.-% und das Kohlenstoffäquivalent CEV (IIW) ≤ 0,66%.

[0104] Auch hat es sich als vorteilhaft ergeben, dass der Mn-Gehalt in Abhängigkeit der zu erzielenden Enddicke des Kaltbandes wie folgt gewählt wird:

Enddicke 0,50 bis einschließlich bis 1,00 mm:
Mn-Gehalt ≥ 1,900 Gew.-% bis ≤ 2,200 Gew.-%,
Enddicke über 1,00 bis einschließlich 2,00 mm:
Mn-Gehalt ≥ 2,050 Gew.-% bis ≤ 2,250 Gew.-%,
Enddicke über 2,00 mm bis einschließlich 3,00 mm:
Mn-Gehalt ≥ 2,100 Gew.-% bis ≤ 2,350 Gew.-%.

[0105] Bezüglich des Einsatzes von variablen Vorbanddicken stellte es sich als besonders vorteilhaft heraus, dass der Cr-Gehalt und das Kohlenstoffäquivalent CEV (IIW) in Abhängigkeit der zu erzielenden Enddicke des Kaltbandes wie folgt gewählt wird:

Enddicke 0,50 bis einschließlich bis 1,00 mm:

Cr-Gehalt ≥ 0,260 Gew.-% bis ≤ 0,330 Gew.-%
und Kohlenstoffäquivalent CEV (IIW) ≤ 0,62%,

Enddicke über 1,00 bis einschließlich 2,00 mm:

Cr-Gehalt ≥ 0,290 Gew.-% bis ≤ 0,360 Gew.-%
und das Kohlenstoffäquivalent CEV (IIW) ≤ 0,64%,

Enddicke über 2,00 bis einschließlich 3,00 mm:

Cr-Gehalt ≥ 0,320 Gew.-% bis ≤ 0,370 Gew.-%
und das Kohlenstoffäquivalent CEV (IIW) ≤ 0,66%.

[0106] Dies gilt für das Durchlaufglühen aufeinander folgender Bänder mit unterschiedlichen Bandquerschnitten, wie auch für Bänder mit variierender Blechdicke über Bandlänge bzw. Bandbreite. Zum Beispiel ist damit eine Prozessierung

von Kaltbändern mit variablen Kaltabwalzgraden möglich.

[0107] Werden erfindungsgemäß im Durchlaufglühverfahren erzeugte höchstfeste Kaltbänder aus Mehrphasenstahl mit variierenden Blechdicken erzeugt, können aus diesem Material vorteilhaft belastungsoptimierte Bauteile umformtechnisch hergestellt werden.

[0108] Das erzeugte Material kann als Kaltband über eine Feuerverzinkungslinie oder eine reine Durchlaufglühanlage erzeugt werden im dressierten und undressierten und auch im wärmebehandelten Zustand (Überalterung) sowie im gereckten und nicht gereckten Zustand (Streckbiegerichten).

[0109] Gleichzeitig besteht die Möglichkeit, durch gezielte Variierung der Prozessparameter die Gefügeanteile so einzustellen, dass Stähle in unterschiedlichen Festigkeitsklassen, beispielsweise mit Streckgrenzen zwischen 550 MPa und 950 MPa, sowie Zugfestigkeiten zwischen 980 MPa und 1140 MPa darstellbar sind.

[0110] Mit der Legierungszusammensetzung können Stahlbänder durch eine interkritische Glühung zwischen Ac1 und Ac3 bzw. bei einer austenitisierenden Glühung über Ac3 mit abschließender gesteuerter Abkühlung erzeugt werden, die zu einem Dual- bzw. Mehrphasengefüge führt.

[0111] Als vorteilhaft haben sich Glühtemperaturen von etwa 700 bis 950°C herausgestellt. Abhängig vom Gesamtprozess (nur Durchlaufglühen oder mit zusätzlicher Schmelztauchveredelung) gibt es erfindungsgemäß unterschiedliche Ansätze für eine Wärmebehandlung.

[0112] Bei einer Durchlaufglühanlage ohne anschließende Schmelztauchveredelung wird das auf Enddicke kaltgewalzte Stahlband ausgehend von der Glühtemperatur mit einer Abkühlgeschwindigkeit von ca. 15 bis 100°C/s auf eine Zwischentemperatur von ca. 160 bis 250°C abgekühlt. Optional kann vorab mit einer Abkühlgeschwindigkeit von ca. 15 bis 100°C/s auf eine vorherige Zwischentemperatur von 300 bis 500°C abgekühlt werden. Die Abkühlung bis zur Raumtemperatur erfolgt abschließend mit einer Abkühlgeschwindigkeit von ca. 2 bis 30°C/s (siehe Verfahren 1, Figur 8a). Alternativ kann mit einer Abkühlgeschwindigkeit zwischen ca. 15 und 100°C/s von der Zwischentemperatur von 300 bis 500°C bis auf Raumtemperatur abgekühlt werden.

[0113] Bei einer Wärmebehandlung im Rahmen einer Schmelztauchveredelung gibt es zwei Möglichkeiten der Temperaturführung. Die Kühlung wird wie oben beschrieben vor dem Eintritt in das Schmelzbad angehalten und erst nach dem Austritt aus dem Bad bis zum Erreichen der Zwischentemperatur von ca. 200 bis 250°C fortgesetzt. Abhängig von der Schmelzbadtemperatur ergibt sich dabei eine Haltetemperatur im Schmelzbad von ca. 400 bis 470°C. Die Abkühlung bis zur Raumtemperatur erfolgt wieder mit einer Abkühlgeschwindigkeit von ca. 2 bis 30°C/s (siehe Verfahren 2, Figur 8b).

[0114] Die zweite Variante der Temperaturführung bei der Schmelztauchveredelung beinhaltet das Halten der Temperatur für ca. 1 bis 20 s bei der Zwischentemperatur von ca. 200 bis 350°C und ein anschließendes Wiedererwärmen auf die zur Schmelztauchveredelung benötigte Temperatur von ca. 400 bis 470°C. Das Band wird nach der Veredelung wieder auf ca. 200 bis 250°C abgekühlt. Die Abkühlung auf Raumtemperatur erfolgt wieder mit einer Abkühlgeschwindigkeit von ca. 2 bis 30°C/s (siehe Verfahren 3, Figur 8c).

[0115] Bei den bekannten Dualphasenstählen sind neben Kohlenstoff auch Mangan, Chrom und Silizium für die Umwandlung von Austenit zu Martensit verantwortlich. Erst die erfindungsgemäße Kombination der in den angegebenen Grenzen zulegierten Elemente Kohlenstoff, Silizium, Mangan, Stickstoff, Molybdän und Chrom sowie Niob, Titan und Bor in engen Bereichen sichert einerseits die geforderten mechanischen Eigenschaften wie Mindestzugfestigkeiten von 980 MPa bei gleichzeitig deutlich verbreitertem Prozessfenster bei der Durchlaufglühung.

[0116] Werkstoffcharakteristisch ist auch, dass durch die Zugabe von Mangan mit ansteigenden Gewichtsprozenten das Ferritgebiet zu längeren Zeiten und tieferen Temperaturen während der Abkühlung verschoben wird, ähnlich wirken auch die Elemente Kohlenstoff, Chrom, Molybdän sowie Bor. Die Anteile von Ferrit werden dabei durch erhöhte Anteile von Bainit je nach Prozessparameter mehr oder weniger stark reduziert.

[0117] Durch die Einstellung eines niedrigen Kohlenstoffgehaltes von $\leq$ 0,115 Gew.-% kann das Kohlenstoffäquivalent reduziert werden, wodurch die Schweißeignung verbessert und zu große Aufhärtungen beim Schweißen vermieden werden. Beim Widerstandspunkt-schweißen kann darüber hinaus die Elektrodenstandzeit deutlich erhöht werden.

[0118] Nachfolgend wird die Wirkung der Elemente in der Legierung näher beschrieben. Begleitelemente sind unvermeidlich und werden im Analysenkonzept hinsichtlich ihrer Wirkung, wenn notwendig, berücksichtigt.

[0119] Begleitelemente sind Elemente, die bereits im Eisenerz vorhanden sind, bzw. herstellungsbedingt in den Stahl gelangen. Aufgrund ihrer überwiegend negativen Einflüsse sind sie in der Regel unerwünscht. Es wird versucht, sie bis zu einem tolerierbaren Gehalt zu entfernen bzw. in unschädlichere Formen zu überführen.

[0120] Wasserstoff (H) kann als einziges Element, ohne Gitterverspannungen zu erzeugen, durch das Eisengitter diffundieren. Dies führt dazu, dass der Wasserstoff im Eisengitter relativ beweglich ist und während der Verarbeitung des Stahls verhältnismäßig leicht aufgenommen werden kann. Wasserstoff kann dabei nur in atomarer (ionischer) Form ins Eisengitter aufgenommen werden.

[0121] Wasserstoff wirkt stark versprödend und diffundiert bevorzugt zu energetisch günstigen Stellen (Fehlstellen, Korngrenzen etc.). Dabei fungieren Fehlstellen als Wasserstofffallen und können die Verweildauer des Wasserstoffes im Werkstoff erheblich erhöhen.

[0122] Durch eine Rekombination zu molekularem Wasserstoff können Kaltrisse entstehen. Dieses Verhalten tritt bei

der Wasserstoffversprödung oder bei wasserstoffinduzierter Spannungsrisskorrosion auf. Auch beim verzögerten Riss, dem sogenannten Delayed-Fracture, der ohne äußere Spannungen auftritt, wird Wasserstoff oft als auslösender Grund genannt. Daher sollte der Wasserstoffgehalt im Stahl so gering wie möglich sein.

[0123] Aus vorgenannten Gründen ist der Wasserstoffgehalt beim erfindungsgemäßen Stahl auf ≤ 0,0010 Gew.-% (10 ppm) bzw. vorteilhafterweise auf ≤ 0,0008 Gew.-%, optimal auf ≤ 0,0005 Gew.-% begrenzt.

[0124] Ein gleichmäßigeres Gefüge, das bei dem erfindungsgemäßen Stahl u.a. durch sein aufgeweitetes Prozessfenster erzielt wird, vermindert zudem die Anfälligkeit gegenüber einer Wasserstoffversprödung.

[0125] Sauerstoff (O): Im schmelzflüssigen Zustand hat der Stahl eine verhältnismäßig große Aufnahmefähigkeit für Gase. Bei Raumtemperatur ist Sauerstoff jedoch nur in sehr geringen Mengen löslich. Analog zum Wasserstoff kann Sauerstoff nur in atomarer Form in den Werkstoff diffundieren. Wegen der stark versprödenden Wirkung sowie der negativen Auswirkungen auf die Alterungsbeständigkeit wird während der Herstellung so weit wie möglich versucht, den Sauerstoffgehalt zu reduzieren.

[0126] Zur Verringerung des Sauerstoffs existieren zum einen verfahrenstechnische Ansätze wie eine Vakuumbehandlung und zum anderen analytische Ansätze. Durch Zugabe von bestimmten Legierungselementen kann der Sauerstoff in ungefährlichere Zustände überführt werden. So ist ein Abbinden des Sauerstoffes im Zuge einer Desoxidation des Stahls mit Mangan, Silizium und/oder Aluminium in der Regel üblich. Die dadurch entstehenden Oxide können jedoch als Fehlstellen im Werkstoff negative Eigenschaften hervorrufen.

[0127] Aus vorgenannten Gründen sollte deshalb der Sauerstoffgehalt im Stahl so gering wie möglich sein.

[0128] Phosphor (P) ist ein Spurenelement aus dem Eisenerz und wird im Eisengitter als Substitutionsatom gelöst. Phosphor steigert durch Mischkristallverfestigung die Härte und verbessert die Härtbarkeit. Es wird allerdings im Allgemeinen versucht, den Phosphorgehalt soweit wie möglich abzusenken, da dieser unter anderem durch seine geringe Löslichkeit im erstarrenden Medium stark zur Seigerung neigt und im hohen Maße die Zähigkeit vermindert. Durch die Anlagerung von Phosphor an den Korngrenzen treten Korngrenzenbrüche auf. Zudem setzt Phosphor die Übergangstemperatur von zähem zu sprödem Verhalten bis zu 300°C herauf. Während des Warmwalzens können oberflächennahe Phosphoroxide an den Korngrenzen zu Bruchaufreißungen führen.

[0129] In einigen Stählen wird Phosphor allerdings aufgrund der niedrigen Kosten und der hohen Festigkeitssteigerung in geringen Mengen (< 0,1 Gew.%) als Mikrolegierungselement verwendet beispielsweise in höherfesten IF-Stählen (interstitial free), Bake-Hardening-Stählen oder auch in einigen Legierungskonzepten für Dualphasenstähle. Der erfindungsgemäße Stahl unterscheidet sich von bekannten Analysenkonzepten, die Phosphor als Mischkristallbildner verwenden unter anderem dadurch, dass Phosphor nicht zulegiert, sondern möglichst niedrig eingestellt wird. Aus vorgenannten Gründen ist der Phosphorgehalt beim erfindungsgemäßen Stahl auf bei der Stahlherstellung unvermeidbare Mengen begrenzt. Daher sollte P ≤ 0,020 Gew.-% sein.

[0130] Schwefel (S) ist wie Phosphor als Spurenelement im Eisenerz gebunden. Schwefel ist im Stahl unerwünscht (Ausnahme Automatenstähle), da er zu starker Seigerung neigt und stark versprödend wirkt. Es wird deshalb versucht, einen möglichst sehr geringen Gehalt an Schwefel in der Schmelze, beispielsweise durch eine Vakuumbehandlung, zu erreichen. Des Weiteren wird der vorhandene Schwefel durch Zugabe von Mangan in die relativ ungefährliche Verbindung Mangansulfid (MnS) überführt. Die Mangansulfide werden während des Walzprozesses oft zeilenartig ausgewalzt und fungieren als Keimstellen für die Umwandlung. Dies führt vor allem bei diffusionsgesteuerter Umwandlung zu einem zeilig ausgeprägten Gefüge und kann bei stark ausgeprägter Zeiligkeit zu verschlechterten mechanischen Eigenschaften führen, wie zum Beispiel zu ausgeprägten Martensitzeilen statt verteilter Martensitinseln, anisotropem Werkstoffverhalten, verminderter Bruchdehnung.

[0131] Aus vorgenannten Gründen ist der Schwefelgehalt beim erfindungsgemäßen Stahl auf ≤ 0,0020 Gew.-% bzw. vorteilhafterweise auf ≤ 0,0015 Gew.-%, optimal auf ≤ 0,0010 Gew.-% begrenzt.

[0132] Legierungselemente werden dem Stahl in der Regel zugegeben, um gezielt bestimmte Eigenschaften zu beeinflussen. Dabei kann ein Legierungselement in verschiedenen Stählen unterschiedliche Eigenschaften beeinflussen. Die Wirkung hängt im Allgemeinen stark von der Menge und dem Lösungszustand im Werkstoff ab. Die Zusammenhänge können demnach durchaus vielseitig und komplex sein.

[0133] Im Folgenden soll auf die Wirkung der Legierungselemente näher eingegangen werden.

[0134] Kohlenstoff (C) gilt als das wichtigste Legierungselement im Stahl. Durch seine gezielte Einbringung von bis zu 2,06 Gew.-% wird Eisen erst zum Stahl. Oft wird während der Stahlherstellung der Kohlenstoffanteil drastisch abgesenkt. Bei Dualphasenstählen für eine kontinuierliche Schmelztauchveredelung beträgt sein Anteil gemäß EN 10346 bzw. VDA 239-100 maximal 0,230 Gew.-%, ein Mindestwert ist nicht vorgegeben.

[0135] Kohlenstoff wird aufgrund seines vergleichsweise kleinen Atomradius interstitiell im Eisengitter gelöst. Die Löslichkeit beträgt dabei im a-Eisen maximal 0,02% und im a-Eisen maximal 2,06%. Kohlenstoff steigert in gelöster Form die Härtbarkeit von Stahl erheblich und ist damit unerlässlich für die Bildung einer ausreichenden Menge an Martensit. Zu hohe Kohlenstoffgehalte erhöhen jedoch den Härteunterschied zwischen Ferrit und Martensit und schränken die Schweißbarkeit ein.

[0136] Um die Anforderungen an zum Beispiel hohe Lochaufweitung und Biegewinkel sowie verbesserte

Schweißbarkeit zu erfüllen, enthält der erfindungsgemäße Stahl Kohlenstoffgehalte von ≤ 0,115 Gew.-%.

[0137] Durch die unterschiedliche Löslichkeit des Kohlenstoffs in den Phasen werden ausgeprägte Diffusionsvorgänge bei der Phasenumwandlung notwendig, die zu sehr verschiedenen kinetischen Bedingungen führen können. Zudem erhöht Kohlenstoff die thermodynamische Stabilität des Austenits, was sich im Phasendiagramm in einer Erweiterung des Austenitgebietes zu niedrigeren Temperaturen zeigt. Mit steigendem zwangsgelöstem Kohlenstoffgehalt im Martensit steigen die Gitterverzerrungen und damit verbunden die Festigkeit der diffusionslos entstandenen Phase.

[0138] Kohlenstoff bildet zudem Karbide. Eine nahezu in jedem Stahl vorkommende Gefügephase ist der Zementit (Fe_3C). Es können sich jedoch auch wesentlich härtere Sonderkarbide mit anderen Metallen wie zum Beispiel Chrom, Titan, Niob aber auch Vanadium bilden. Dabei ist nicht nur die Art sondern auch die Verteilung und Größe der Ausscheidungen von entscheidender Bedeutung für die resultierende Festigkeitssteigerung. Um einerseits eine ausreichende Festigkeit und andererseits eine gute Schweißbarkeit, eine verbesserte Lochaufweitung, einen verbesserten Biegewinkel und einen ausreichenden Widerstand gegen wasserstoffinduzierte Rissbildung (Delayed fracture free) sicherzustellen, werden deshalb der minimale C-Gehalt auf 0,075 Gew.-% und der maximale C-Gehalt auf 0,115 Gew.-% festgelegt, vorteilhaft sind Gehalte mit einer querschnittsabhängigen Differenzierung, wie:

Enddicke 0,50 mm bis einschließlich 1,00 mm (C ≤ 0,100 Gew.-%)
Enddicke über 1,00 bis einschließlich 2,00 mm (C ≤ 0,105 Gew.-%)
Enddicke über 2,00 bis einschließlich 3,00 mm (C ≤ 0,115 Gew.-%).

[0139] Des Weiteren ist es vorteilhaft, eine banddickenabhängige Differenzierung des Kohlenstoffgehaltes in Kombination mit dem Kohlenstoffäquivalent CEV(IIW) einzuhalten.

Enddicke 0,50 bis einschließlich 1,00 mm (C ≤ 0,100 Gew.-%) bei einem Kohlenstoffäquivalent CEV(IIW) von ≤ 0,62,
Enddicke über 1,00 bis einschließlich 2,00 mm (C ≤ 0,105 Gew.-%) bei einem Kohlenstoffäquivalent CEV(IIW) von ≤ 0,64%,
Enddicke über 2,00 bis einschließlich 3,00 mm (C ≤ 0,115 Gew.-%) bei einem Kohlenstoffäquivalent CEV(IIW) von ≤ 0,66%.

[0140] Silizium (Si) bindet beim Vergießen Sauerstoff und wird daher zur Beruhigung im Zuge der Desoxidation des Stahls verwendet. Wichtig für die späteren Stahleigenschaften ist, dass der Seigerungskoeffizient deutlich geringer ist als beispielsweise der von Mangan (0,16 im Vergleich zu 0,87). Seigerungen führen allgemein zu einer zeiligen Anordnung der Gefügebestandteile, welche die Umformeigenschaften, wie zum Beispiel die Lochaufweitung und Biegefähigkeit, verschlechtern.

[0141] Werkstoffcharakteristisch bewirkt die Zugabe von Silizium eine starke Mischkristallverfestigung. Überschlägig bewirkt eine Zugabe von 0,1% Silizium eine Erhöhung der Zugfestigkeit um ca. 10 MPa, wobei sich bei einer Zugabe bis zu 2,2% Silizium die Dehnung nur geringfügig verschlechtert. Dies wurde für unterschiedliche Blechdicken und Glühtemperaturen untersucht. Die Steigerung von 0,2 auf 0,5% Silizium bewirkte eine Festigkeitszunahme von ca. 20 MPa in der Streckgrenze und ca. 70 MPa in der Zugfestigkeit. Die Bruchdehnung nimmt dabei um etwa 2% ab. Letzteres liegt unter anderem daran, dass Silizium die Löslichkeit von Kohlenstoff im Ferrit herabsetzt und die Aktivität von Kohlenstoff im Ferrit erhöht, somit die Bildung von Karbiden verhindert, welche als spröde Phasen die Duktilität mindern, was wiederum die Umformbarkeit verbessert. Durch die geringe festigkeitssteigernde Wirkung von Silizium innerhalb der Spanne des erfindungsgemäßen Stahles wird die Grundlage für ein breites Prozessfenster geschaffen.

[0142] Ein weiterer wichtiger Effekt ist, dass Silizium die Bildung von Ferrit zu kürzeren Zeiten und Temperaturen verschiebt und somit die Entstehung von ausreichend Ferrit vor der Abschreckung ermöglicht. Beim Warmwalzen wird dadurch eine Grundlage für eine verbesserte Kaltwalzbarkeit geschaffen. Beim Schmelztauchveredeln wird durch die beschleunigte Ferritbildung der Austenit mit Kohlenstoff angereichert und so stabilisiert. Da Silizium die Karbidbildung behindert, wird der Austenit zusätzlich stabilisiert. Somit lässt sich bei der beschleunigten Abkühlung die Bildung von Bainit zugunsten von Martensit unterdrücken.

[0143] Die Zugabe von Silizium in der erfindungsgemäßen Spanne hat zu weiteren im Folgenden beschriebenen überraschenden Effekten geführt. Die oben beschriebene Verzögerung der Karbidbildung könnte zum Beispiel auch durch Aluminium herbeigeführt werden. Aluminium bildet jedoch stabile Nitride, so dass nicht ausreichend Stickstoff für die Bildung von Karbonitriden mit Mikrolegierungselementen zur Verfügung steht. Durch die Legierung mit Silizium besteht dieses Problem nicht, da Silizium weder Karbide noch Nitride bildet. Somit wirkt sich Silizium indirekt positiv auf die Ausscheidungsbildung durch Mikrolegierungen aus, die sich wiederum positiv auf die Festigkeit des Werkstoffs auswirken. Da die Erhöhung der Umwandlungstemperaturen durch Silizium tendenziell Kornvergröberung begünstigt, ist eine Mikrolegierung mit Niob, Titan und Bor besonders zweckmäßig, wie auch die gezielte Einstellung des Stickstoffgehaltes im erfindungsgemäßen Stahl.

[0144] Beim Warmwalzen soll es bekanntermaßen bei höher siliziumlegierten Stählen zur Bildung von stark haftendem

roten Zunder und zu erhöhter Gefahr von Zundereinwalzungen kommen, was Einfluss auf das anschließende Beizergebnis und die Beizproduktivität haben kann. Dieser Effekt konnte beim erfindungsgemäßen Stahl mit 0,400 bis 0,500% Silizium nicht festgestellt werden, wenn die Beizung vorteilhaft mit Salzsäure statt mit Schwefelsäure durchgeführt wird.

[0145] Bezüglich der Verzinkbarkeit siliziumhaltiger Stähle wird u.a. in der DE 196 10 675 C1 ausgeführt, dass Stähle mit bis zu 0,800 Gew.-% Silizium bzw. bis zu 2,000 Gew.-% Silizium nicht feuerverzinkbar seien aufgrund der sehr schlechten Benetzbarkeit der Stahloberfläche mit dem flüssigen Zink.

[0146] Neben der Rekristallisation des walzharten Kaltbandes bewirken die atmosphärischen Bedingungen während der Glühbehandlung in einer kontinuierlichen Schmelztauchbeschichtungsanlage eine Reduktion von Eisenoxid, das sich beispielsweise beim Kaltwalzen oder infolge der Lagerung bei Raumtemperatur auf der Oberfläche ausbilden kann. Für sauerstoffaffine Legierungsbestandteile, wie zum Beispiel Silizium, Mangan, Chrom, Bor ist die Gasatmosphäre jedoch oxidierend mit der Folge, dass eine Segregation und selektive Oxidation dieser Elemente auftreten kann. Die selektive Oxidation kann sowohl extern, das heißt auf der Substratoberfläche, als auch intern innerhalb der metallischen Matrix stattfinden.

[0147] Es ist bekannt, dass insbesondere Silizium während des Glühens an die Oberfläche diffundiert und allein oder zusammen mit Mangan Oxide an der Stahloberfläche bildet. Diese Oxide können den Kontakt zwischen Substrat und Schmelze unterbinden und die Benetzungsreaktion verhindern bzw. deutlich verschlechtern. Hierdurch können unverzinkte Stellen, so genannte "Bare Spots", oder sogar großflächige Bereiche ohne Beschichtung auftreten. Des Weiteren kann durch eine verschlechterte Benetzungsreaktion mit der Folge einer unzureichenden Hemmschichtausbildung die Adhäsion der Zink- bzw. Zinklegierungsschicht auf dem Stahlsubstrat vermindert werden.

[0148] Entgegen dieses allgemeinen Fachwissens wurde im Rahmen von Versuchen überraschend festgestellt, dass allein durch eine geeignete Ofenfahrweise beim Rekristallisationsglühen und beim Durchlaufen des Schmelztauchbades eine gute Schmelztauchveredelung des Stahlbandes und eine gute Haftung des Überzuges erreicht werden kann.

[0149] Hierzu ist zunächst sicherzustellen, dass die Bandoberfläche durch eine chemischmechanische bzw. thermisch-hydromechanische Vorreinigung frei von Zunderresten, Beiz- bzw. Walzöl oder anderen Schmutzpartikeln ist. Um zu verhindern, dass Siliziumoxide an die Bandoberfläche gelangen, sind ferner Methoden zu ergreifen, die die innere Oxidation der Legierungselemente unterhalb der Werkstoffoberfläche fördern. Abhängig von der Anlagenkonfiguration kommen hier unterschiedliche Maßnahmen zur Anwendung.

[0150] Bei einer Anlagenkonfiguration, bei der der Glühprozessschritt ausschließlich in einem Strahlrohrofen (radiant tube furnace: RTF) durchgeführt wird (siehe Verfahren 3 in Figur 8c), kann die innere Oxidation der Legierungselemente durch Einstellung des Sauerstoffpartialdrucks der Ofenatmosphäre (N_2-H_2-Schutzgasatmosphäre) gezielt beeinflusst werden. Der eingestellte Sauerstoffpartialdruck muss dabei nachfolgender Gleichung genügen, wobei die Ofentemperatur zwischen 700 und 950°C liegt.

$$-12 > \text{Log } pO_2 \geq -5*Si^{-0,25} - 3*Mn^{-0,5} - 0,1*Cr^{-0,5} - 7*(-\ln B)^{0,5}$$

Hierbei bezeichnen Si, Mn, Cr, B die entsprechenden Legierungsanteile im Stahl in Gew.-% und pO2 den Sauerstoffpartialdruck in mbar.

[0151] Bei einer Anlagenkonfiguration, in der der Ofenbereich aus einer Kombination von einem direkt befeuerten Ofen (direct fired furnace: DFF bzw. non-oxidizing furnace: NOF) und einem nachfolgenden Strahlrohrofen besteht (siehe Verfahren 2 in Figur 8b), lässt sich die selektive Oxidation der Legierungselemente ebenfalls über die Gasatmosphären der Ofenbereiche beeinflussen.

[0152] Über die Verbrennungsreaktion im NOF lassen sich der Sauerstoffpartialdruck und damit das Oxidationspotential für Eisen und die Legierungselemente einstellen. Diese ist so einzustellen, dass die Oxidation der Legierungselemente intern unterhalb der Stahloberfläche stattfindet und sich ggfs. eine dünne Eisenoxidschicht auf der Stahloberfläche nach dem Durchlauf des NOF-Bereichs ausbildet. Erreicht wird dies zum Beispiel durch Reduzierung des CO-Werts unter 4 Vol.-%.

[0153] Im nachfolgenden Strahlrohrofen werden unter N_2-H_2-Schutzgasatmosphäre die ggfs. gebildete Eisenoxidschicht reduziert und gleichermaßen die Legierungselemente weiter intern oxidiert. Der eingestellte Sauerstoffpartialdruck in diesem Ofenbereich muss dabei nachfolgender Gleichung genügen, wobei die Ofentemperatur zwischen 700 und 950°C liegt.

$$-18 > \text{Log } pO_2 \geq -5*Si^{-0,3} - 2,2*Mn^{-0,45} - 0,1*Cr^{-0,4} - 12,5*(-\ln B)^{0,25}$$

[0154] Hierbei bezeichnen Si, Mn, Cr, B die entsprechenden Legierungsanteile im Stahl in Gew.-% und pO_2 den Sauerstoffpartialdruck in mbar.

[0155] Im Übergangsbereich zwischen Ofen → Zinkpott (Rüssel) ist der Taupunkt der Gasatmosphäre (N_2-H_2-Schutz-

gasatmosphäre) und damit der Sauerstoffpartialdruck so einzustellen, dass eine Oxidation des Bandes vor dem Eintauchen in das Schmelzbad vermieden wird. Als vorteilhaft haben sich Taupunkte im Bereich von -30 bis -40°C herausgestellt.

[0156] Durch die oben beschriebenen Maßnahmen im Ofenbereich der kontinuierlichen Schmelztauchbeschichtungsanlage wird die oberflächliche Ausbildung von Oxiden verhindert und eine gleichmäßige, gute Benetzbarkeit der Bandoberfläche mit der flüssigen Schmelze erzielt.

[0157] Wird anstelle der Schmelztauchveredelung (hier z.B. das Feuerverzinken) die Verfahrensroute über ein kontinuierliches Glühen mit nachfolgender elektrolytischer Verzinkung gewählt (siehe Verfahren 1 in Figur 8a), sind keine besonderen Vorkehrungen notwendig, um die Verzinkbarkeit zu gewährleisten. Es ist bekannt, dass die Verzinkung höherlegierter Stähle wesentlich einfacher durch elektrolytische Abscheidung als durch kontinuierliche Schmelztauchverfahren realisierbar ist. Beim elektrolytischen Verzinken wird reines Zink direkt an der Bandoberfläche abgeschieden. Um den Elektronenstrom zwischen Stahlband und den Zink-Ionen und damit die Verzinkung nicht zu behindern, muss gewährleistet sein, dass keine flächendeckende Oxidschicht auf der Bandoberfläche vorhanden ist. Diese Bedingung wird in der Regel durch eine standardmäßige reduzierende Atmosphäre während der Glühung und eine Vorreinigung vor der Elektrolyse gewährleistet.

[0158] Um ein möglichst breites Prozessfenster bei der Glühung und eine ausreichende Verzinkbarkeit sicherzustellen, werden der minimale Silizium-Gehalt auf 0,400 Gew.-% und der maximale Silizium-Gehalt auf 0,500 Gew.-% festgelegt.

[0159] Mangan (Mn) wird fast allen Stählen zur Entschwefelung zugegeben, um den schädlichen Schwefel in Mangansulfide zu überführen. Zudem erhöht Mangan durch Mischkristallverfestigung die Festigkeit des Ferrits und verschiebt die α-/γ-Umwandlung zu niedrigeren Temperaturen.

[0160] Ein Hauptgrund für das Zulegieren von Mangan in Mehrphasenstählen, wie beispielsweise bei Dualphasenstählen, ist die deutliche Verbesserung der Einhärtbarkeit. Aufgrund der Diffusionsbehinderung wird die Perlit- und Bainitumwandlung zu längeren Zeiten verschoben und die Martensitstarttemperatur gesenkt.

[0161] Gleichzeitig wird jedoch durch die Zugabe von Mangan das Härteverhältnis zwischen Martensit und Ferrit erhöht. Außerdem wird die Zeiligkeit des Gefüges verstärkt. Ein hoher Härteunterschied zwischen den Phasen und die Ausbildung von Martensitzeilen haben ein niedrigeres Lochaufweitvermögen zur Folge, was gleichbedeutend mit einer erhöhten Kantenrissempfindlichkeit ist.

[0162] Mangan neigt wie Silizium zur Bildung von Oxiden auf der Stahloberfläche während der Glühbehandlung. In Abhängigkeit von den Glühparametern und den Gehalten an anderen Legierungselementen (insbesondere Silizium und Aluminium) können Manganoxide (zum Beispiel MnO) und/oder Mn-Mischoxide (zum Beispiel Mn_2SiO_4) auftreten. Allerdings ist Mangan bei einem geringen Si/Mn bzw. Al/Mn Verhältnis als weniger kritisch zu betrachten, da sich eher globulare Oxide statt Oxidfilme ausbilden. Dennoch können hohe Mangangehalte das Erscheinungsbild der Zinkschicht und die Zinkhaftung negativ beeinflussen. Durch die oben genannten Maßnahmen zur Einstellung der Ofenbereiche beim kontinuierlichen Schmelztauchbeschichten wird die Ausbildung von Mn-Oxiden bzw. Mn-Mischoxiden an der Stahloberfläche nach dem Glühen reduziert.

[0163] Der Mangan-Gehalt wird aus den genannten Gründen auf 1,900 Gew.-% bis 2,350 Gew.-% festgelegt.

[0164] Zur Erreichung der geforderten Mindestfestigkeiten ist es vorteilhaft, eine banddickenabhängige Differenzierung des Mangangehaltes einzuhalten.

[0165] Bei einer Enddicke von 0,50 bis einschließlich 1,00 mm liegt der Mangan-Gehalt bevorzugt in einem Bereich zwischen $\geq$ 1,900 Gew.-% bis $\leq$ 2,200 Gew.-%, bei Enddicken von 1,00 bis einschließlich 2,00 mm zwischen $\geq$ 2,050 Gew.-% bis $\leq$ 2,250 Gew.-% und bei Enddicken von 2,00 bis einschließlich 3,00 mm zwischen $\geq$ 2,100 Gew.-% bis $\leq$ 2,350 Gew.-%.

[0166] Eine weitere Besonderheit der Erfindung ist, dass die Variation des Mangan-Gehalts durch gleichzeitige Veränderung des Silizium-Gehalts kompensiert werden kann. Die Festigkeitssteigerung (hier die Streckgrenze, engl. yield strength, YS) durch Mangan und Silizium wird im Allgemeinen gut durch die Pickering-Gleichung beschrieben:

$$YS\ (MPa) = 53{,}9 + 32{,}34\ [Gew.\text{-}\%Mn] + 83{,}16\ [Gew.\text{-}\%Si] + 354{,}2\ [Gew.\text{-}\%N] + 17{,}402\ d^{(-1/2)}$$

[0167] Diese beruht jedoch vorrangig auf dem Effekt der Mischkristallhärtung, der nach dieser Gleichung für Mangan schwächer ist als für Silizium. Gleichzeitig erhöht Mangan jedoch, wie oben erwähnt, die Härtbarkeit deutlich, wodurch sich bei Mehrphasenstählen der Anteil an festigkeitssteigernder Zweitphase signifikant erhöht. Daher ist die Zugabe von 0,1% Silizium in erster Näherung mit der Zugabe von 0,1% Mangan im Sinne der Festigkeitserhöhung gleichzusetzen. Für einen Stahl der erfindungsgemäßen Zusammensetzung und einer Glühung, die die erfindungsgemäßen Zeit-Temperatur-Parameter einschließt, hat sich auf empirischer Grundlage folgender Zusammenhang für die Streckgrenze und die Zugfestigkeit (engl. tensile strength, TS) ergeben:

$$YS\ (MPa) = 185{,}7 + 147{,}9\ [Gew.\text{-}\%Si] + 161{,}1\ [Gew.\text{-}\%Mn]$$

$$TS\ (MPa) = 574{,}8 + 189{,}4\ [Gew.\text{-}\%Si] + 174{,}1\ [Gew.\text{-}\%Mn]$$

[0168] Im Vergleich zur Pickering-Gleichung sind die Koeffizienten von Mangan und Silizium sowohl für die Streckgrenze als auch für die Zugfestigkeit annähernd gleich, wodurch die Möglichkeit der Substitution von Mangan durch Silizium gegeben ist.

[0169] Chrom (Cr) kann einerseits in gelöster Form schon in geringen Mengen die Härtbarkeit von Stahl erheblich steigern. Andererseits bewirkt Chrom bei entsprechender Temperaturführung in Form von Chromkarbiden eine Teilchenverfestigung. Die damit verbundene Erhöhung der Anzahl von Keimstellen bei gleichzeitig gesenktem Gehalt an Kohlenstoff führt zu einer Herabsetzung der Härtbarkeit.

[0170] In Dualphasenstählen wird durch die Zugabe von Chrom hauptsächlich die Einhärtbarkeit verbessert. Chrom verschiebt im gelösten Zustand die Perlit- und Bainitumwandlung zu längeren Zeiten und senkt dabei gleichzeitig die Martensitstarttemperatur.

[0171] Ein weiterer wichtiger Effekt ist, dass Chrom die Anlassbeständigkeit erheblich steigert, so dass es im Schmelztauchbad zu fast keinen Festigkeitsverlusten kommt.

[0172] Chrom ist zudem ein Karbidbildner. Sollten Chrom-Eisen-Mischkarbide vorliegen, muss die Austenitisierungstemperatur vor dem Härten hoch genug gewählt werden, um die Chromkarbide zu lösen. Ansonsten kann es durch die erhöhte Keimzahl zu einer Verschlechterung der Einhärtbarkeit kommen.

[0173] Chrom neigt ebenfalls dazu, während der Glühbehandlung Oxide auf der Stahloberfläche zu bilden, wodurch sich die Schmelztauchqualität verschlechtern kann. Durch die oben genannten Maßnahmen zur Einstellung der Ofenbereiche beim kontinuierlichen Schmelztauchbeschichten wird die Ausbildung von Cr-Oxiden bzw. Cr-Mischoxiden an der Stahloberfläche nach dem Glühen reduziert.

[0174] Der Chrom-Gehalt wird deshalb auf Gehalte von 0,250 Gew.-% bis 0,400 Gew.-% festgelegt.

[0175] Zur Erreichung der geforderten Mindestfestigkeiten ist es vorteilhaft, eine banddickenabhängige Differenzierung des Chromgehaltes einzuhalten, besonders für die Prozessierung mit variablen Vorbanddicken.

[0176] Bei einer Enddicke von 0,50 bis einschließlich 1,00 mm liegt der Chrom-Gehalt bevorzugt in einem Bereich zwischen $\geq$ 0,260 Gew.-% bis $\leq$ 0,330 Gew.-%, bei Enddicken von 1,00 bis einschließlich 2,00 mm zwischen $\geq$ 0,290 Gew.-% bis $\leq$ 0,360 Gew.-% und bei Enddicken von 2,00 bis einschließlich 3,00 mm zwischen $\geq$ 0,320 Gew.-% bis $\leq$ 0,370 Gew.-%.

[0177] Zur Erreichung der geforderten Mindestfestigkeiten ist es vorteilhaft, eine banddickenabhängige Differenzierung des Chromgehaltes in Kombination mit dem Kohlenstoffäquivalent CEV(IIW) einzuhalten, auch hier besonders für die Prozessierung mit variablen Vorbanddicken.

[0178] Bei einer Enddicke von 0,50 bis einschließlich 1,00 mm liegt der Chrom-Gehalt bevorzugt in einem Bereich zwischen $\geq$ 0,260 Gew.-% bis $\leq$ 0,330 Gew.-% bei einem Kohlenstoffäquivalent CEV(IIW) von $\leq$ 0,62%, bei Enddicken von 1,00 bis einschließlich 2,00 mm zwischen $\geq$ 0,290 Gew.-% bis $\leq$ 0,360 Gew.-% bei einem Kohlenstoffäquivalent CEV(IIW) von $\leq$ 0,66% und bei Enddicken von 2,00 bis einschließlich 3,00 mm zwischen $\geq$ 0,320 Gew.-% bis $\leq$ 0,370 Gew.-% bei einem Kohlenstoffäquivalent CEV(IIW) von $\leq$ 0,66%.

[0179] Chromgehalte zwischen $\geq$ 0,250 Gew.-% bis < 0,370 Gew.-% können bei Enddicken kleine 0,50 mm und zwischen > 0,370 Gew.-% bis $\leq$ 0,400 Gew.-% größer 3,00 mm zur Anwendung kommen.

[0180] Molybdän (Mo): Die Zugabe von Molybdän führt ähnlich wie die von Chrom und Mangan zur Verbesserung der Härtbarkeit. Die Perlit- und Bainitumwandlung wird zu längeren Zeiten verschoben und die Martensitstarttemperatur gesenkt. Gleichzeitig ist Molybdän ein starker Karbidbildner, der fein verteilte Mischkarbide, u.a. auch mit Titan, entstehen lässt. Molybdän erhöht zudem die Anlassbeständigkeit erheblich, so dass im Schmelztauchbad keine Festigkeitsverluste zu erwarten sind. Molybdän wirkt außerdem über Mischkristallhärtung, ist dabei allerdings weniger effektiv als Mangan und Silizium.

[0181] Der Gehalt an Molybdän wird daher zwischen mehr als 0,200 Gew.-% bis 0,300 Gew.-% eingestellt. Aus Kostengründen wird der Mo-Gehalt vorteilhaft auf einen Bereich zwischen mehr als 0,200 Gew.-% bis zu 0,250 Gew.-% eingestellt.

[0182] Als Kompromiss zwischen den geforderten mechanischen Eigenschaften und Schmelztauchbarkeit hat sich als vorteilhaft für das erfindungsgemäße Legierungskonzept ein Summengehalt von Mo+Cr von $\leq$ 0,650 Gew.-% herausgestellt.

[0183] Zur Erreichung der geforderten mechanischen Kennwerte, vor allem der Mindestzugfestigkeit, ist es vorteilhaft, den Gesamtgehalt von Mangan, Silizium und Chrom, über eine Summenformel Mn-Si+Cr einzuhalten, wobei diese zwischen $\geq$ 1,750 Gew.-% bis $\leq$ 2,250 Gew.-% zu begrenzen ist, besonders für die Prozessierung mit variablen Vorbanddicken.

[0184] Als vorteilhaft zur Erreichung der geforderten mechanischen Kennwerte, vor allem der Mindestzugfestigkeit, hat sich die Festlegung des Gesamtgehaltes von Mangan, Silizium, Chrom und Molybdän über eine Summenformel Mn-Si+Cr+Mo erwiesen, wobei diese zwischen ≥ 1,950 Gew.-% bis ≤ 2,500 Gew.-% zu begrenzen ist, besonders für die Prozessierung von Bändern mit variablen Vorbanddicken.

[0185] Kupfer (Cu): Der Zusatz von Kupfer kann die Zugfestigkeit sowie die Einhärtbarkeit steigern. In Verbindung mit Nickel, Chrom und Phosphor kann Kupfer eine schützende Oxidschicht an der Oberfläche bilden, die die Korrosionsrate deutlich reduzieren kann.

[0186] In Verbindung mit Sauerstoff kann Kupfer an den Korngrenzen schädliche Oxide bilden, die besonders für Warmumformprozesse negative Auswirkungen hervorrufen können. Der Gehalt an Kupfer ist deshalb auf ≤ 0,050 Gew.-% festgelegt und somit bis auf bei der Stahlherstellung unvermeidbare Mengen begrenzt.

[0187] Nickel (Ni): In Verbindung mit Sauerstoff kann Nickel an den Korngrenzen schädliche Oxide bilden, die besonders für Warmumformprozesse negative Auswirkungen hervorrufen können. Der Gehalt an Nickel ist deshalb auf ≤ 0,050 Gew.-% festgelegt und somit bis auf bei der Stahlherstellung unvermeidbare Mengen begrenzt.

[0188] Vanadium (V): Bei dem vorliegenden Legierungskonzept wird der Gehalt an Vanadium von ≥ 0,005 Gew.-% bis ≤ 0,020 Gew.-% festgelegt, optimal auf ≥ 0,005 Gew.-% bis ≤ 0,015 Gew.-% begrenzt.

[0189] Zinn (Sn): Da bei dem vorliegenden Legierungskonzept eine Zugabe von Zinn nicht notwendig ist, wird der Gehalt an Zinn bis auf ≤ 0,040 Gew.-% festgelegt und somit unvermeidbare stahlbegleitende Mengen begrenzt.

[0190] Aluminium (Al) wird in der Regel dem Stahl zulegiert, um den im Eisen gelösten Sauerstoff und Stickstoff zu binden. Sauerstoff und Stickstoff werden so in Aluminiumoxide und Aluminiumnitride überführt. Diese Ausscheidungen können über eine Erhöhung der Keimstellen eine Kornfeinung bewirken und so die Zähigkeitseigenschaften sowie Festigkeitswerte steigern.

[0191] Aluminiumnitrid wird nicht ausgeschieden, wenn Titan in ausreichenden Mengen vorhanden ist. Titannitride haben eine geringere Bildungsenthalpie und werden bei höheren Temperaturen gebildet.

[0192] In gelöstem Zustand verschiebt Aluminium wie Silizium die Ferritbildung zu kürzeren Zeiten und ermöglicht so die Bildung von ausreichend Ferrit im Dualphasenstahl. Es unterdrückt zudem die Karbidbildung und führt so zu einer verzögerten Umwandlung des Austenits. Aus diesem Grund wird Aluminium auch als Legierungselement in Restaustenitstählen (TRIP-Stählen) verwendet, um einen Teil des Siliziums zu substituieren. Der Grund für diese Vorgehensweise liegt darin, dass Aluminium etwas weniger kritisch für die Verzinkungsreaktion ist als Silizium.

[0193] Der Aluminium-Gehalt wird deshalb auf 0,010 Gew.-% bis maximal 0,060 Gew.-% begrenzt und wird zur Beruhigung des Stahles zugegeben.

[0194] Niob (Nb): Niob wirkt im Stahl auf unterschiedliche Weise. Beim Warmwalzen in der Fertigstraße verzögert es durch die Bildung von feinstverteilten Ausscheidungen die Rekristallisation, wodurch die Keimstellendichte erhöht wird und nach der Umwandlung ein feineres Korn entsteht. Auch der Anteil an gelöstem Niob wirkt rekristallisationshemmend. Die Ausscheidungen wirken im finalen Produkt festigkeitssteigernd. Diese können Karbide oder Karbonitride sein. Häufig handelt es sich um Mischkarbide, in die auch Titan eingebaut wird. Dieser Effekt beginnt ab 0,005 Gew.-% und wird ab 0,010 Gew.-% Niob am deutlichsten. Die Ausscheidungen verhindern außerdem das Kornwachstum während der (Teil) Austenitisierung in der Feuerverzinkung. Oberhalb von 0,060 Gew.-% Niob ist kein zusätzlicher Effekt zu erwarten. Als vorteilhaft haben sich Gehalte von 0,025 Gew.-% bis 0,045 Gew.-% herausgestellt.

[0195] Titan (Ti): Aufgrund seiner hohen Affinität zu Stickstoff wird Titan bei der Erstarrung vorrangig als TiN ausgeschieden. Außerdem tritt es zusammen mit Niob als Mischkarbid auf. TiN kommt eine hohe Bedeutung für die Korngrößenstabilität im Stoßofen zu. Die Ausscheidungen besitzen eine hohe Temperaturstabilität, so dass sie im Gegensatz zu den Mischkarbiden bei 1200°C größtenteils als Partikel vorliegen, die das Kornwachstum behindern. Auch Titan wirkt verzögernd auf die Rekristallisation während des Warmwalzens, ist dabei jedoch weniger effektiv als Niob. Titan wirkt durch Ausscheidungshärtung. Die größeren TiN-Partikel sind dabei weniger effektiv als die feiner verteilten Mischkarbide. Die beste Wirksamkeit wird im Bereich von 0,005 Gew.-% bis 0,060 Gew.-% Titan erzielt, daher stellt dies die erfindungsgemäße Legierungsspanne dar. Hierfür haben sich Gehalte von 0,025 Gew.-% bis 0,045 Gew.-% als vorteilhaft herausgestellt.

[0196] Bor (B): Bor ist ein extrem effektives Legierungsmittel zur Realisierung variabler Kaltabwalzgrade. In Versuchen hat sich überraschend gezeigt, dass der erfindungsgemäß sehr enge Bereich für die Zugabe von Bor eine ausgeprägte Wirkung hinsichtlich der Gleichmäßigkeit der mechanischen Eigenschaften der erzeugten Kaltbänder mit variablem Kaltabwalzgrad in der nachfolgenden Prozessierung aufweist. Diese ausgeprägte Wirkung führt erst zu der Möglichkeit, anstelle mit einem relativ konstanten Kaltabwalzgrad definierte Kennwertbereiche nach den Prozessschritten (Bild 8a, 8b bzw. 8c) auch beim Material mit variablen Kaltabwalzgraden auf Basis einer Masterwarmbanddicke bzw. auf Basis einer Masterkaltbanddicke einzustellen.

[0197] Zudem ist Bor ein effektives Element zur Härtbarkeitssteigerung, das bereits in sehr geringen Mengen wirksam wird. Die Martensitstarttemperatur bleibt dabei unbeeinflusst. Um wirksam zu werden, muss Bor in fester Lösung vorliegen. Da es eine hohe Affinität zu Stickstoff hat, muss der Stickstoff zunächst abgebunden werden, vorzugsweise durch die stöchiometrisch notwendige Menge an Titan. Aufgrund seiner geringen Löslichkeit in Eisen lagert sich das

gelöste Bor bevorzugt an den Austenitkorngrenzen an. Dort bildet es teilweise Fe-β-Karbide, die kohärent sind und die Korngrenzenenergie herabsetzen. Beide Effekte wirken verzögernd auf die Ferrit- und Perlitbildung und erhöhen somit die Härtbarkeit des Stahls. Zu hohe Gehalte an Bor sind allerdings schädlich, da sich Eisenborid bilden kann, das sich negativ auf die Härtbarkeit, die Umformbarkeit und die Zähigkeit des Materials auswirkt. Bor neigt außerdem dazu, beim Glühen während der kontinuierlichen Schmelztauchbeschichtung Oxide bzw. Mischoxide zu bilden, die die Verzinkungsqualität verschlechtern. Durch die oben genannten Maßnahmen zur Einstellung der Ofenbereiche beim kontinuierlichen Schmelztauchbeschichten wird die Ausbildung von Oxiden an der Stahloberfläche reduziert.

[0198] Aus vorgenannten Gründen wird der Bor-Gehalt für das erfindungsgemäße Legierungskonzept auf Werte von mehr als 0,0005 Gew.-% bis 0,0010 Gew.-% festgelegt, vorteilhaft auf Werte ≤ 0,0009 Gew.-% bzw. optimal auf > 0,0006 Gew.-% bis ≤ 0,0009 Gew.-%

[0199] Stickstoff (N) kann sowohl Legierungselement als auch Begleitelement aus der Stahlherstellung sein. Zu hohe Gehalte an Stickstoff bewirken einen Festigkeitsanstieg verbunden mit einem rapiden Zähigkeitsverlust sowie Alterungseffekte. Andererseits kann durch eine gezielte Zulegierung von Stickstoff in Verbindung mit den Mikrolegierungselementen Titan und Niob eine Feinkornhärtung über Titannitride und Niob(karbo)nitride erreicht werden. Außerdem wird die Grobkornbildung beim Wiedererwärmen vor dem Warmwalzen unterdrückt.

[0200] Erfindungsgemäß wird der N-Gehalt deshalb auf Werte von ≥ 0,0020 Gew.-% bis ≤ 0,0120 Gew.-% festgelegt.

[0201] Vorteilhaft hat sich die Festlegung einer Summe bei den Gehalten an Wasserstoff und Stickstoff gezeigt, wobei ein Optimum für H + N zwischen ≥ 0,0025 Gew.-% bis ≤ 0,0130 Gew.-% liegt.

[0202] Als vorteilhaft hat sich für die Einhaltung der geforderten Eigenschaften des Stahls herausgestellt, wenn der Stickstoff in Abhängigkeit von der Summe aus Ti+Nb+B zugegeben wird.

[0203] Bei einem Summengehalt von Ti+Nb+B von ≥ 0,010 Gew.- bis ≤ 0,080 Gew.-% sollte der Gehalt an Stickstoff auf Werte von ≥ 0,0020 Gew.-% bis ≤ 0,0090 Gew.-% eingehalten werden. Für einen Summengehalt aus Ti+Nb+B von ≥ 0,050 Gew.-% haben sich Stickstoffgehalte von ≥ 0,0040 Gew.-% bis ≤ 0,0120 Gew.-% als vorteilhaft erwiesen.

[0204] Für die Summengehalte an Niob und Titan haben sich Gehalte von ≤ 0,100 Gew.-% als vorteilhaft und wegen der prinzipiellen Austauschbarkeit von Niob und Titan bis zu einem minimalen Niobgehalt von 0,005 Gew.-% sowie aus Kostengründen besonders vorteilhaft von ≤ 0,090 Gew.-% erwiesen.

[0205] Beim Zusammenspiel der Mikrolegierungselemente Niob sowie Titan mit Bor haben sich Summengehalte von ≤ 0,102 Gew.-% als vorteilhaft und besonders vorteilhaft von ≤ 0,092 Gew.-% erwiesen. Höhere Gehalte wirken sich nicht mehr verbessernd im Sinne der Erfindung aus.

[0206] Als Summengehalte von Ti+Nb+V+Mo+B haben sich des Weiteren maximale Gehalte von ≤ 0,365 Gew.-% aus vorgenannten Gründen erwiesen.

[0207] Kalzium (Ca): Eine Zugabe von Kalzium in Form von Kalzium-Silizium-Mischverbindungen bewirkt bei der Stahlerzeugung eine Desoxidation und Entschwefelung der schmelzflüssigen Phase. So werden Reaktionsprodukte in die Schlacke überführt und der Stahl gereinigt. Die erhöhte Reinheit führt erfindungsgemäß zu besseren Eigenschaften im Endprodukt.

[0208] Aus den genannten Gründen wird ein Ca-Gehalt von ≥ 0,0010 Gew.-% bis ≤ 0,0060 Gew.-% eingestellt. Als vorteilhaft haben sich Gehalte ≤ 0,0030 Gew.-% herausgestellt.

[0209] Bei mit dem erfindungsgemäßen Stahl durchgeführten Versuchen mit variablen Vorbanddicken wurde herausgefunden, dass bei einer interkritischen Glühung zwischen Ac1 und Ac3 bzw. einer austenitisierenden Glühung über Ac3 mit abschließender gesteuerten Abkühlung ein Dualphasenstahl mit einer Mindestzugfestigkeit von 980 MPa in einer Dicke von 1,50 mm, ausgehend von einem Masterwarmband von 2,30 mm, erzeugt wurde, aber auch im Dickenbereich 0,50 bis 3,00 mm erzeugt werden kann, der sich durch eine ausreichende Toleranz gegenüber Prozessschwankungen auszeichnet.

[0210] Damit liegt ein deutlich aufgeweitetes Prozessfenster für die erfindungsgemäße Legierungszusammensetzung im Vergleich zu bekannten Legierungskonzepten vor.

[0211] Die Glühtemperaturen für das zu erzielende Dualphasengefüge liegen für den erfindungsgemäßen Stahl zwischen ca. 700 und 950°C, damit wird je nach Temperaturbereich ein teilaustenitisches (Zweiphasengebiet) bzw. ein vollaustenitisches Gefüge (Austenitgebiet) erreicht.

[0212] Die Versuche zeigten außerdem, dass die eingestellten Gefügeanteile nach der interkritischen Glühung zwischen Ac1 und Ac3 bzw. der austenitisierenden Glühung über Ac3 mit anschließender gesteuerter Abkühlung auch nach einem weiteren Prozessschritt der Schmelztauchveredelung bei Temperaturen zwischen 400 bis 470°C beispielsweise mit Zink oder Zink-Magnesium erhalten bleiben.

[0213] Das durchlaufgeglühte und fallweise schmelztauchveredelte Material kann im dressierten (kaltnachgewalzten) bzw. undressierten Zustand und/oder im streckbiegegerichteten bzw. nicht streckbiegerichteten Zustand und auch im wärmebehandelten Zustand (Überalterung) gefertigt werden.

[0214] Die Stahlbänder aus der erfindungsgemäßen Legierungszusammensetzung, zeichnen sich außerdem bei der Weiterverarbeitung durch eine hohe Kantenrissunempfindlichkeit und einen hohen Biegewinkel aus.

[0215] Vorteilhaft lassen sich somit Stahlbänder erzeugen, die einen Mindestproduktwert Rm x a (Zugfestigkeit x

[Biegewinkel nach VDA 238-100]) von 100000 MPa x °, insbesondere von 120000 MPa x ° aufweisen.

[0216] Zudem weisen die erfindungsgemäßen Stahlbänder einen Delayed fracture free-Zustand für mindestens 6 Monate unter Erfüllung der Anforderungen nach SEP 1970 für Lochzug- und Bügelprobe nach zur Verfügungstellung durch den Stahlhersteller.

[0217] Die sehr geringen Kennwertunterschiede des Stahlbandes längs und quer zu seiner Walzrichtung sind vorteilhaft beim späteren Materialeinsatz. So kann das Schneiden von Platinen aus einem Band unabhängig von der Walzrichtung (beispielsweise quer, längs und diagonal bzw. in einem Winkel zur Walzrichtung) erfolgen und so der Verschnitt minimiert werden.

[0218] Um die Kaltwalzbarkeit eines aus dem erfindungsgemäßen Stahl erzeugten Warmbandes zu gewährleisten, wird das Warmband erfindungsgemäß mit Endwalztemperaturen im austenitischen Bereich oberhalb Ar3 und bei Haspeltemperaturen oberhalb der Bainitstarttemperatur erzeugt.

[0219] Im Zuge der Weiterverarbeitung des erfindungsgemäßen Stahlbandes ist es so möglich, ein gehärtetes Bauteil zum Beispiel für die Automobilindustrie herzustellen.

[0220] Hierbei wird eine Platine aus einem erfindungsgemäßen Stahlband zugeschnitten, welche anschließend auf eine Temperatur oberhalb Ac3 erwärmt wird. Die erwärmte Platine wird zu einem Bauteil umgeformt und anschließend in einem Umformwerkzeug oder an Luft gehärtet, mit optionalem nachfolgenden Anlassen.

[0221] Vorteilhaft weist der erfindungsgemäße Stahl die Eigenschaft auf, dass die Härtung schon bei Abkühlung an ruhender Luft erfolgt, so dass eine separate Kühlung des Umformwerkzeuges entfallen kann.

[0222] Beim Härten wird das Gefüge des Stahles durch Aufheizen in den austenitischen Bereich überführt, vorzugsweise auf Temperaturen über 950°C unter Schutzgasatmosphäre. Beim anschließenden Abkühlen an Luft bzw. an Schutzgas erfolgt die Ausbildung einer martensitischen Gefügestruktur für ein hochfestes Bauteil.

[0223] Ein anschließendes Anlassen ermöglicht den Abbau von Eigenspannungen im gehärteten Bauteil. Gleichzeitig wird die Härte des Bauteiles so verringert, dass die geforderten Zähigkeitswerte erreicht werden.

[0224] Weitere Merkmale, Vorteile und Einzelheiten der Erfindung ergeben sich aus der nachfolgenden Beschreibung von in einer Zeichnung dargestellten Ausführungsbeispielen.

[0225] Es zeigen:

Figur 1 Prozesskette (schematisch) für die Herstellung eines Bandes aus dem erfindungsgemäßen Stahl,
Figur 2 Zeit-Temperatur-Verlauf (schematisch) der Prozessschritte Warmwalzen und Kaltwalzen sowie Durchlaufglühen (mit optionaler Schmelztauchveredelung), wie auch Bauteilfertigung, optionales Vergüten (Lufthärten) und optionales Anlassen beispielhaft für den erfindungsgemäßen Stahl,
Figur 3 chemische Zusammensetzung (Beispiele 1 bis 4) des erfindungsgemäßen Stahls,
Figur 4a mechanische Kennwerte (quer zur Walzrichtung) des erfindungsgemäßen Stahls im warmgewalzten Zustand (HR),
Figur 4b mechanische Kennwerte (quer zur Walzrichtung) des erfindungsgemäßen Stahls im kaltgewalzten Zustand (CR),
Figur 5a Verfestigungsverhalten beim Kaltwalzen des erfindungsgemäßen Stahls, Kennwerte quer zur Walzrichtung,
Figur 5b Verfestigungsverhalten beim Kaltwalzen des erfindungsgemäßen Stahls, Kaltfließkurve,
Figur 6a mechanische Kennwerte (quer zur Walzrichtung) des erfindungsgemäßen Stahls, im Feinblechzustand (HDG),
Figur 6b Ergebnisse der Lochaufweitungsversuche nach ISO 16630 und des Plättchenbiegeversuches nach VDA 238-100 an dem erfindungsgemäßen Stahl, im Feinblech Zustand (HDG),
Figur 7a mechanische Kennwerte (quer zur Walzrichtung) des erfindungsgemäßen Stahls im Zustand HR, CR und HDG; Beispiel 1 (Vorbanddicke 40 mm),
Figur 7b mechanische Kennwerte (quer zur Walzrichtung) des erfindungsgemäßen Stahls im Zustand HR, CR und HDG; Beispiel 2 (Vorbanddicke 45 mm),
Figur 7c mechanische Kennwerte (quer zur Walzrichtung) des erfindungsgemäßen Stahls im Zustand HR, CR und HDG; Beispiel 3 (Vorbanddicke 50 mm),
Figur 7d mechanische Kennwerte (quer zur Walzrichtung) des erfindungsgemäßen Stahls im Zustand HR, CR und HDG; Beispiel 4 (Vorbanddicke 55 mm),
Figur 7e mechanische Kennwerte (quer zur Walzrichtung) des erfindungsgemäßen Stahls im Zustand HR, CR und HDG als Übersicht,
Figur 8a Verfahren 1, Temperatur-Zeit-Kurven (Glühvarianten schematisch),
Figur 8b Verfahren 2, Temperatur-Zeit-Kurven (Glühvarianten schematisch),
Figur 8c Verfahren 3, Temperatur-Zeit-Kurven (Glühvarianten schematisch),

[0226] Figur 1 zeigt schematisch die Prozesskette für die Herstellung eines Bandes aus dem erfindungsgemäßen Stahl. Dargestellt sind die in der Erfindung möglichen Prozessrouten. Bis zum Beizen ist die Prozessroute für alle

erfindungsgemäßen Stähle gleich, danach erfolgen je nach den gewünschten Ergebnissen abweichende Prozessrouten. Beispielsweise kann das gebeizte Warmband, nach dem Beizen, mit unterschiedlichen Abwalzgraden kaltgewalzt und schmelztauchveredelt werden. Auch kann weichgeglühtes Warmband bzw. weichgeglühtes Kaltband kaltgewalzt und schmelztauchveredelt werden.

[0227] Es kann Material auch optional ohne Schmelztauchveredelung prozessiert werden, das heißt nur im Rahmen einer Durchlaufglühung mit und ohne anschließender elektrolytischer Verzinkung. Aus dem optional beschichteten Werkstoff kann nun ein komplexes Bauteil hergestellt werden. Im Anschluss daran kann optional ein Vergütungsprozess stattfinden, wie beispielsweis dem Lufthärten, wo das wärmebehandelte Bauteil an der Luft abgekühlt wird. Optional kann eine Anlassstufe die thermische Behandlung des Bauteils abschließen.

[0228] Figur 2 zeigt schematisch den Zeit-Temperaturverlauf der Prozessschritte Warmwalzen und Durchlaufglühen von Bändern aus der erfindungsgemäßen Legierungszusammensetzung. Dargestellt ist die zeit- und temperaturabhängige Umwandlung für den Warmwalzprozess als auch für eine Wärmebehandlung nach dem Kaltwalzen, die Bauteilfertigung, sowie die optionale Vergütung mit optionalem Anlassen.

[0229] Figur 3 zeigt in den Beispielen 1 bis 4, die aus einer Schmelze stammen, um den analytischen Einfluss hierbei auszuschließen, die Legierungszusammensetzungen des erfindungsgemäßen Stahles, abhängig von der erzeugten Vorbanddicke. Aus einer Warmbandsolldicke von 2,30 mm wurden Kaltbänder mit einer Kaltbandsolldicke von 1,50 mm erzeugt. Abhängig von der zu erzeugenden Vorbanddicke vor dem Warmwalzen zeigt das Beispiel 1 die Legierungszusammensetzung für eine Vorbanddicke von 40 mm, das Beispiel 2 für eine Vorbanddicke von 45 mm, das Beispiel 3 für eine Vorbanddicke von 50, das Beispiel 4 für ein Vorband mit einer Dicke von 55 mm.

[0230] Figur 4 zeigt die mechanischen Kennwerte (quer zur Walzrichtung) des erfindungsgemäßen Stahls im warmgewalzten Zustand (HR, Hot Rolled) in Figur 4a und im kaltgewalzten Zustand (CR, Cold Rolled) in Figur 4b.

[0231] Figur 5 zeigt das Verfestigungsverhalten, über die mechanischen Kennwerte quer zur Walzrichtung, beim Kaltwalzen des erfindungsgemäßen Stahles, tabellarisch in Figur 5a und grafisch als Kaltfließkurve in Figur 5b.

[0232] Figur 6 zeigt die mechanischen Kennwerte (quer zur Walzrichtung) des erfindungsgemäßen Stahls im Feinblechzustand (HDG, Hot Dipped Galvanized) in Figur 6a und die Ergebnisse der Lochaufweitungsversuche nach ISO 16630 und des Plättchenbiegeversuches nach VDA 238-100 im Feinblech Zustand (HDG) längs und quer zur Walzrichtung, sowie die entsprechenden Produkte mit der Zugfestigkeit, in Figur 6b.

[0233] Figur 7 zeigt die mechanischen Kennwerte (quer zur Walzrichtung) des erfindungsgemäßen Stahls im Zustand HR, CR und HDG unter Einsatz eine Vorbanddicke von 40 mm in Figur 7a, 45 mm in Figur 7b, 50 mm in Figur 7c, 55 mm in Figur 7d sowie in Figur 7e als zusammenfassende grafische Übersicht.

[0234] Die Figur 8 zeigt schematisch drei Varianten der erfindungsgemäßen Temperatur-Zeit-Verläufe bei der Glühbehandlung und Abkühlung und jeweils verschiedene Austenitisierungsbedingungen.

[0235] Durch die unterschiedlichen erfindungsgemäßen Temperaturführungen innerhalb der genannten Spannbreite ergeben sich voneinander unterschiedliche Kennwerte bzw. auch unterschiedliche Lochaufweitungsergebnisse sowie Biegewinkel. Prinzipielle Unterschiede sind also die Temperatur-Zeit-Parameter bei der Wärmebehandlung und der nachgeschalteten Abkühlung.

[0236] Das Verfahren 1 (Figur 8a) zeigt die Glühung und Abkühlung vom erzeugten und auf Enddicke kaltgewalzten Stahlband in einer Durchlaufglühanlage. Zuerst wird das Band auf eine Temperatur im Bereich von etwa 700 bis 950°C (Ac1 bis Ac3) aufgeheizt. Das geglühte Stahlband wird anschließend von der Glühtemperatur mit einer Abkühlgeschwindigkeit zwischen ca. 15 und 100°C/s bis zu einer Zwischentemperatur (ZT) von ca. 200 bis 250°C abgekühlt. Auf die Darstellung einer zweiten Zwischentemperatur (ca. 300 bis 500°C) wird in dieser schematischen Darstellung verzichtet.

[0237] Anschließend wird das Stahlband mit einer Abkühlgeschwindigkeit zwischen ca. 2 und 30°C/s bis zum Erreichen der Raumtemperatur (RT) an Luft abgekühlt bzw. die Kühlung mit einer Abkühlgeschwindigkeit zwischen ca. 15 und 100°C/s wird bis auf Raumtemperatur beibehalten.

[0238] Das Verfahren 2 (Figur 8b) zeigt den Prozess gemäß Verfahren 1, jedoch wird die Kühlung des Stahlbandes zum Zwecke einer Schmelztauchveredelung kurzzeitig beim Durchlaufen des Schmelztauchgefäßes unterbrochen, um anschließend die Kühlung mit einer Abkühlgeschwindigkeit zwischen ca. 15 und 100°C/s bis zu einer Zwischentemperatur von ca. 200 bis 250°C fortzusetzen. Anschließend wird das Stahlband mit einer Abkühlgeschwindigkeit zwischen ca. 2 und 30°C/s bis zum Erreichen der Raumtemperatur an Luft abgekühlt. Das Verfahren 2 entspricht einer Glühung, beispielsweise einer Feuerverzinkung mit kombiniertem direkt befeuertem Ofen und Strahlrohrofen, wie er in Figur 8b beschrieben ist.

[0239] Das Verfahren 3 (Figur 8c) zeigt ebenfalls den Prozess gemäß Verfahren 1 bei einer Schmelztauchveredelung, jedoch wird die Kühlung des Stahlbandes durch eine kurze Pause (ca. 1 bis 20 s) bei einer Zwischentemperatur im Bereich von ca. 200 bis 400°C unterbrochen und bis auf die Temperatur (ST), die zum Schmelztauchveredeln notwendig ist (ca. 400 bis 470°C), wieder erwärmt. Anschließend wird das Stahlband wieder bis zu einer Zwischentemperatur von ca. 200 bis 250°C gekühlt. Mit einer Abkühlgeschwindigkeit von ca. 2 und 30°C/s erfolgt bis zum Erreichen der Raumtemperatur an Luft die abschließende Kühlung des Stahlbandes.

[0240] Das Verfahren 3 entspricht beispielsweise einer Prozessführung in einer Durchlaufglühanlage, wie sie in Figur

8c beschrieben ist. Zudem kann hier mittels Induktionsofen ein Wiederaufheizen des Stahls optional direkt vor dem Zinkbad erreicht werden.

[0241] Die Abnahmen von der Bramme zum Vorband variieren bei den nachfolgenden Beispielen von 78% bis 84% für eine anschließende Warmwalzung auf eine Warmbanddicke von 2,30 mm mit entsprechenden Abnahmen von 94% bis 96%. In einem einzigen Kaltwalzschritt wird mit einem Kaltabwalzgrad von 35% die Kaltbandsolldicke von 1,50 mm realisiert. Es zeigt sich eindrucksvoll, dass sowohl für sehr niedrige Vorbanddicken als auch höhere Vorbanddicken, sowie der Bereich dazwischen relativ gleichmäßige mit üblicher Schwankungsbreite versehene Werte für die Zugfestigkeit und Streckgrenze erreicht werden, quer zur Walzrichtung. Der erfindungsgemäße Stahl erlaubt gleichermaßen den Einsatz von Masterwarmbanddicke mit variierenden Kaltabwalzgraden, sowie den Einsatz von Masterkaltbanddicken, ohne die vorhergehende Tatsache zu beeinflussen.

[0242] Für die industrielle Fertigung für das Feuerverzinken (HDG) nach Verfahren 3 nach Figur 8c stehen beispielhaft die nachfolgenden Beispiele im Rahmen von sogenannten Machbarkeitsversuchen, die belegen sollen, dass die variablen Vorbanddicken die Kaltwalzbarkeit, wie die notwendigen Walzkräfte, signifikant beeinflussen können, ohne dass sich die höhere Warmbandfestigkeit (HR) und höheren Kaltbandfestigkeit (CR), bei abnehmender Vorbanddicke, zu deutlichen Schwankungen am Feinblech (HDG) führen würden:

Beispiel 1

[0243] (1,50 mm Kaltband aus 2,30 mm Masterwarmband und einer Vorbanddicke von 40 mm)

[0244] Legierungszusammensetzung in Gew.-%. Ein erfindungsgemäßer Stahl mit 0,104% C; 0,443% Si; 2,178% Mn; 0,012% P; 0,0004% S; 0,0045% N; 0,038 Al; 0,330% Cr; 0,208% Mo; 0,0372% Ti; 0,0332% Nb; 0,007% V; 0,0006% B; 0,0020% Ca; 0,027% Cu; 0,047% Ni; 0,008% Sn; 0,00038% H nach Verfahren 3 entsprechend Figur 8c schmelztauchveredelt, das Brammenmaterial von 250 mm wurde vor dem Warmwalzen in der Vorstraße zu einem Vorband von 40 mm reversierend mit einer prozentualen Abnahme von 84% gewalzt und anschließend in der Warmbreitbandstraße bei einer Endwalzsolltemperatur von 910°C mit einer Abnahme von 94% warmgewalzt und bei einer Haspelsolltemperatur von 650°C mit einer Masterwarmbanddicke von 2,30 mm gehaspelt und nach dem Beizen ohne zusätzliche Wärmebehandlung (wie zum Beispiel Haubenglühen) auf 1,50 mm in einem Durchgang kaltgewalzt (Kaltabwalzgrad 35%).

Feinblechzustand (HDG)

[0245] Das Streckgrenzenverhältnis Re/Rm in Querrichtung lag bei 66%.

- Dehngrenze (Rp0,2)	706 MPa
- Zugfestigkeit (Rm)	1071 MPa
- Bruchdehnung (A80)	10,9%
- Bake-Hardening-Index (BH2)	492 MPa
- Lochaufweitungsverhältnis nach ISO	1663039%
- Biegewinkel nach VDA 238-100 (längs, quer)	121°/112°

[0246] Die Materialkennwerte quer zur Walzrichtung würden beispielsweise einem HC660XD entsprechen.

Ausgangszustand (HR)

[0247] Das Streckgrenzenverhältnis Re/Rm in Querrichtung lag bei 77%.

- Streckgrenze (Re)	826 MPa
- Zugfestigkeit (Rm)	1070 MPa
- Bruchdehnung (A80)	10,0%

Zwischenzustand (CR) in Querrichtung

[0248]

- Streckgrenze (Re) 1246 MPa
- Zugfestigkeit (Rm) 1305 MPa
- Bruchdehnung (A80) 2,0%

Beispiel 2

[0249]

(1,50 mm Kaltband aus 2,30 mm Masterwarmband und einer Vorbanddicke von 45 mm)
Legierungszusammensetzung in Gew.-%

[0250] Ein erfindungsgemäßer Stahl mit 0,104% C; 0,443% Si; 2,178% Mn; 0,012% P; 0,0004% S; 0,0045% N; 0,038 Al; 0,330% Cr; 0,208% Mo; 0,0344% Ti; 0,0372% Nb; 0,007% V; 0,0006% B; 0,0020% Ca; 0,027% Cu; 0,047% Ni; 0,008% Sn; 0,00038% H nach Verfahren 3 entsprechend Figur 8c schmelztauchveredelt, das Brammenmaterial von 250 mm wurde vor dem Warmwalzen in der Vorstraße zu einem Vorband von 45 mm reversierend mit einer prozentualen Abnahme von 82% gewalzt und anschließend in der Warmbreitbandstraße bei einer Endwalzsolltemperatur von 910°C mit einer Abnahme von 95% warmgewalzt und bei einer Haspelsolltemperatur von 650°C mit einer Masterwarmbanddicke von 2,30 mm gehaspelt und nach dem Beizen ohne zusätzliche Wärmebehandlung (wie zum Beispiel Haubenglühen) auf 1,50 mm in einem Durchgang kaltgewalzt (Kaltabwalzgrad 35%).

Feinblechzustand (HDG)

[0251] Das Streckgrenzenverhältnis Re/Rm in Querrichtung lag bei 67%.

- Dehngrenze (Rp0,2) 720 MPa
- Zugfestigkeit (Rm) 1077 MPa
- Bruchdehnung (A80) 10,4%
- Bake-Hardening-Index (BH2) 51 MPa
- Lochaufweitungsverhältnis nach ISO 1663035%
- Biegewinkel nach VDA 238-100 (längs, quer) 128°/114°

[0252] Die Materialkennwerte quer zur Walzrichtung würden beispielsweise einem HC660XD entsprechen.

Ausgangszustand (HR)

[0253] Das Streckgrenzenverhältnis Re/Rm in Querrichtung lag bei 70%.

- Streckgrenze (Re) 725 MPa
- Zugfestigkeit (Rm) 1030 MPa
- Bruchdehnung (A80) 10,2%

Zwischenzustand (CR) in Querrichtung

[0254]

- Streckgrenze (Re) 1224 MPa
- Zugfestigkeit (Rm) 1260 MPa
- Bruchdehnung (A80) 1,5%

Beispiel 3

[0255]

(1,50 mm Kaltband aus 2,30 mm Masterwarmband und einer Vorbanddicke von 50 mm)

Legierungszusammensetzung in Gew.-%

[0256] Ein erfindungsgemäßer Stahl mit 0,104% C; 0,443% Si; 2,178% Mn; 0,012% P; 0,0004% S; 0,0045% N; 0,038 Al; 0,330% Cr; 0,208% Mo; 0,0344% Ti; 0,0372% Nb; 0,007% V; 0,0006% B; 0,0020% Ca; 0,027% Cu; 0,047% Ni; 0,008% Sn; 0,00038% H nach Verfahren 3 entsprechend Figur 8c schmelztauchveredelt, das Brammenmaterial von 250 mm wurde vor dem Warmwalzen in der Vorstraße zu einem Vorband von 50 mm reversierend mit einer prozentualen Abnahme von 80% gewalzt und anschließend in der Warmbreitbandstraße bei einer Endwalzsolltemperatur von 910°C mit einer Abnahme von 96% warmgewalzt und bei einer Haspelsolltemperatur von 650°C mit einer Masterwarmbanddicke von 2,30 mm gehaspelt und nach dem Beizen ohne zusätzliche Wärmebehandlung (wie zum Beispiel Haubenglühen) auf 1,50 mm in einem Durchgang kaltgewalzt (Kaltabwalzgrad 35%).

Feinblechzustand (HDG)

[0257] Das Streckgrenzenverhältnis Re/Rm in Querrichtung lag bei 65%.

- Dehngrenze (Rp0,2)	704 MPa
- Zugfestigkeit (Rm)	1084 MPa
- Bruchdehnung (A80)	10,4%
- Bake-Hardening-Index (BH2)	55 MPa
- Lochaufweitungsverhältnis nach ISO	1663038%
- Biegewinkel nach VDA 238-100 (längs, quer)	127°/115°

[0258] Die Materialkennwerte quer zur Walzrichtung würden beispielsweise einem HC660XD entsprechen.

Ausgangszustand (HR)

[0259] Das Streckgrenzenverhältnis Re/Rm in Querrichtung lag bei 69%.

- Streckgrenze (Re)	695 MPa
- Zugfestigkeit (Rm)	1010 MPa
- Bruchdehnung (A80)	8,8%

Zwischenzustand (CR) in Querrichtung

[0260]

- Streckgrenze (Re)	1203 MPa
- Zugfestigkeit (Rm)	1255 MPa
- Bruchdehnung (A80)	1,9%

Beispiel 4

[0261]

(1,50 mm Kaltband aus 2,30 mm Masterwarmband und einer Vorbanddicke von 55 mm)
Legierungszusammensetzung in Gew.-%

[0262] Ein erfindungsgemäßer Stahl mit 0,104% C; 0,443% Si; 2,178% Mn; 0,012% P; 0,0004% S; 0,0045% N; 0,038 Al; 0,330% Cr; 0,208% Mo; 0,0344% Ti; 0,0372% Nb; 0,007% V; 0,0006% B; 0,0020% Ca; 0,027% Cu; 0,047% Ni; 0,008% Sn; 0,00038% H nach Verfahren 3 entsprechend Figur 8c schmelztauchveredelt, das Brammenmaterial von 250 mm wurde vor dem Warmwalzen in der Vorstraße zu einem Vorband von 55 mm reversierend mit einer prozentualen Abnahme von 78% gewalzt und anschließend in der Warmbreitbandstraße bei einer Endwalzsolltemperatur von 910°C mit einer Abnahme von 96% warmgewalzt und bei einer Haspelsolltemperatur von 650°C mit einer Masterwarmbanddicke von 2,30 mm gehaspelt und nach dem Beizen ohne zusätzliche Wärmebehandlung (wie zum Beispiel Haubenglühen) auf 1,50 mm in einem Durchgang kaltgewalzt (Kaltabwalzgrad 35%).

Feinblechzustand (HDG)

[0263] Das Streckgrenzenverhältnis Re/Rm in Querrichtung lag bei 66%.

- Dehngrenze (Rp0,2)	708 MPa
- Zugfestigkeit (Rm)	1077 MPa
- Bruchdehnung (A80)	10,4%
- Bake-Hardening-Index (BH2)	58 MPa
- Lochaufweitungsverhältnis nach ISO	1663040%
- Biegewinkel nach VDA 238-100 (längs, quer)	123°/111°

[0264] Die Materialkennwerte quer zur Walzrichtung würden beispielsweise einem HC660XD entsprechen.

Ausgangszustand (HR)

[0265] Das Streckgrenzenverhältnis Re/Rm in Querrichtung lag bei 70%.

- Streckgrenze (Re)	679 MPa
- Zugfestigkeit (Rm)	967 MPa
- Bruchdehnung (A80)	9,6%

Zwischenzustand (CR) in Querrichtung

[0266]

- Streckgrenze (Re)	1158 MPa
- Zugfestigkeit (Rm)	1230 MPa
- Bruchdehnung (A80)	2,5%Fazit:

[0267] Ein signifikanter Einfluss der Vorbanddicke auf die mechanischen Kennwerte am Feinblech (HDG) ist nicht erkennbar.

[0268] Diese Aussage gilt für den an den Beispielen verwendeten Kaltabwalzgrad von 35%, würde aber auch auf variable Kaltabwalzgrade uneingeschränkt übertragbar sein.

[0269] Vorstehend ist die Erfindung an Hand von Feinblechstahlblechen mit einer zu erzielenden Enddicke von 1,50 mm im Dickenbereich 0,50 bis 3,00 mm beschrieben worden. Es ist auch möglich, bei Bedarf Enddicken im Bereich von 0,10 bis zu 4,00 mm herzustellen.

Patentansprüche

1. Verfahren zur Herstellung eines Stahlbandes aus einem Mehrphasenstahl mit Dualphasengefüge oder Komplexphasengefüge sowie geringen Anteilen von Restaustenit mit einer Mindestzugfestigkeit von 980 MPa im nicht vergüteten Zustand enthaltend (in Gew.-%):

   C ≥ 0,075 bis ≤ 0,115
   Si ≥ 0,400 bis ≤ 0,500
   Mn ≥ 1,900 bis ≤ 2,350
   Cr ≥ 0,250 bis ≤ 0,400
   Al ≥ 0,010 bis ≤ 0,060
   N ≥ 0,0020 bis ≤ 0,0120
   P ≤ 0,020
   S ≤ 0,0020
   Ti ≥ 0,005 bis ≤ 0,060
   Nb ≥ 0,005 bis ≤ 0,060
   V ≥ 0,005 bis ≤ 0,020

B ≥ 0,0005 bis ≤ 0,0010
Mo ≥ 0,200 bis ≤ 0,300
Ca ≥ 0,0010 bis ≤ 0,0060
Cu ≤ 0,050
Ni ≤ 0,050
Sn ≤ 0,040
H ≤ 0,0010
Rest Eisen, einschließlich üblicher stahlbegleitender erschmelzungsbedingter Verunreinigungen, bei dem im Hinblick auf ein möglichst breites Prozessfenster bei der Durchlaufglühung von Kaltbändern aus diesem Stahl der Summengehalt von Mn-Si+Cr ≥ 1,750 Gew.-% bis ≤ 2,250 Gew.-% beträgt, **dadurch gekennzeichnet, dass** aus dem Mehrphasenstahl im Zustand einer Bramme ein Vorband erzeugt wird, anschließend aus dem Vorband das Stahlband mit der zu erzielenden Warmbandenddicke bei Endwalztemperaturen im austenitischen Bereich oberhalb Ar3 warmgewalzt wird, bei Haspeltemperaturen oberhalb der Bainitstarttemperatur aufgehaspelt wird und dass ausgehend von einer zuvor festgelegten Brammendicke und einem zuvor ausgewählten Vorband mit einer definierten, aber variablen Dicke, Warmbänder mit gleicher Dicke mit Abwalzgraden von 72 % bis 87 % mit der zu erzielenden Enddicke warmgewalzt werden, dass aus dem Warmband ein Kaltband mit der zu erzielenden Enddicke kaltgewalzt wird, dass zur Erzeugung des geforderten mehrphasigen Gefüges das auf Enddicke kaltgewalzte Stahlband während der Durchlaufglühung auf eine Temperatur im Bereich von ca. 700 bis 950°C aufgeheizt und dass das geglühte Stahlband anschließend von der Glühtemperatur mit einer Abkühlgeschwindigkeit zwischen ca. 15 und 100°C/s bis zu einer ersten Zwischentemperatur von ca. 300 bis 500°C, folgend mit einer Abkühlgeschwindigkeit zwischen ca. 15 und 100°C/s bis zu einer zweiten Zwischentemperatur von ca. 160 bis 250°C abgekühlt wird, anschließend das Stahlband mit einer Abkühlgeschwindigkeit von ca. 2 bis 30°C/s bis zum Erreichen der Raumtemperatur an Luft abkühlt oder mit einer Abkühlgeschwindigkeit zwischen ca. 15 und 100°C/s von der ersten Zwischentemperatur bis auf Raumtemperatur abgekühlt wird oder dass zur Erzeugung des geforderten mehrphasigen Gefüges das auf Enddicke kaltgewalzte Stahlband während der Durchlaufglühung auf eine Temperatur im Bereich von ca. 700 bis 950°C aufgeheizt, anschließend auf eine Temperatur von ca. 400 bis 470°C gekühlt, wobei die Kühlung vor dem Eintreten in das Schmelzbad angehalten, dann schmelztauchveredelt und nach der Schmelztauchveredelung die Kühlung mit einer Abkühlgeschwindigkeit zwischen ca. 15 und 100°C/s bis zu einer Zwischentemperatur von ca. 200 bis 250°C fortgesetzt und anschließend das Stahlband mit einer Abkühlgeschwindigkeit von ca. 2 und 30°C/s bis zum Erreichen der Raumtemperatur an Luft abgekühlt wird
oder dass zur Erzeugung des geforderten Gefüges das auf Enddicke kaltgewalzte Stahlband während der Durchlaufglühung auf eine Temperatur im Bereich von ca. 700 bis 950°C aufgeheizt, anschließend auf eine Zwischentemperatur von ca. 200 bis 250°C gekühlt und vor dem Eintreten in das Schmelzbad die Temperatur für ca. 1 bis 20 s gehalten und anschließend das Stahlband auf eine Temperatur von ca. 400 bis 470°C wieder erwärmt, dann schmelztauchveredelt und nach erfolgter Schmelztauchveredlung eine erneute Kühlung mit einer Abkühlgeschwindigkeit zwischen ca. 15 und 100°C/s bis zu einer Zwischentemperatur von ca. 200 bis 250°C erfolgt und anschließend mit einer Abkühlgeschwindigkeit von ca. 2 und 30°C/s an Luft bis zur Raumtemperatur abgekühlt wird.

2. Verfahren nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, dass** ausgehend von einem ausgewählten Warmband mit einer bestimmten Dicke, beziehungsweise ausgewählten Warmbändern mit verschiedenen Dicken, Kaltbänder mit Kaltabwalzgraden von 10 % bis 70 % mit der zu erzielenden Enddicke erzeugt werden.

3. Verfahren nach Anspruch 1 oder 2, **dadurch gekennzeichnet, dass** bei der Durchlaufglühung das Oxidationspotential bei einer Glühung mit einer Anlagenkonfiguration, bestehend aus direkt befeuertem Ofenbereich (NOF) und einem Strahlrohrofen (RTF) durch einen CO-Gehalt im NOF von unter 4 Vol.-% gesteigert wird, wobei im RTF der Sauerstoffpartialdruck der für Eisen reduzierenden Ofenatmosphäre gemäß nachfolgender Gleichung eingestellt wird,

$$-18 > \text{Log } pO_2 \geq -5*Si^{-0,3} - 2,2*Mn^{-0,45} - 0,1*Cr^{-0,4} - 12,5*(-\ln B)^{0,25}$$

wobei Si, Mn, Cr, B die entsprechenden Legierungsanteile im Stahl in Gew.-% und pO_2 den Sauerstoffpartialdruck in mbar bezeichnen und zur Vermeidung der Oxidation des Bandes direkt vor dem Eintauchen in das Schmelzbad der Taupunkt der Gasatmosphäre bei -30°C oder darunter eingestellt wird.

4. Verfahren nach Anspruch 3, **dadurch gekennzeichnet, dass** bei einer Glühung nur mit einem Strahlrohrofen der

Sauerstoffpartialdruck der Ofenatmosphäre nachfolgender Gleichung genügt,

$$-12 > \text{Log } pO_2 \geq -5*Si^{-0,25} - 3*Mn^{-0,5} - 0,1*Cr^{-0,5} - 7*(-\ln B)^{0,5}$$

wobei Si, Mn, Cr, B die entsprechenden Legierungsanteile im Stahl in Gew.-% und pO_2 den Sauerstoffpartialdruck in mbar bezeichnen und zur Vermeidung der Oxidation des Bandes direkt vor dem Eintauchen in das Schmelzbad der Taupunkt der Gasatmosphäre bei -30°C oder darunter eingestellt wird.

5. Verfahren nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Stahlband im Anschluss an die Glühung oder Schmelztauchveredelung dressiert wird.

6. Verfahren nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Stahlband im Anschluss an die Glühung oder Schmelztauchveredelung streckbiegegerichtet wird.

Claims

1. Method for producing a steel strip from a multi-phase steel having a dual-phase structure or complex-phase structure and small proportions of retained austenite having a minimum tensile strength of 980 MPa in the non-heat-treated state, containing (in wt.%):

C ≥ 0.075 to ≤ 0.115
Si ≥ 0.400 to ≤ 0.500
Mn ≥ 1.900 to 2.350
Cr ≥ 0.250 to ≤ 0.400
Al ≥ 0.010 to ≤ 0.060
N ≥ 0.0020 to ≤ 0.0120
P ≤ 0.020
S ≤ 0.0020
Ti ≥ 0.005 to ≤ 0.060
Nb ≥ 0.005 to ≤ 0.060
V ≥ 0.005 to ≤ 0.020
B ≥ 0.0005 to ≤ 0.0010
Mo ≥ 0.200 to ≤ 0.300
Ca ≥ 0.0010 to ≤ 0.0060
Cu ≤ 0.050
Ni ≤ 0.050
Sn ≤ 0.040
H ≤ 0.0010

the remainder being iron, including typical steel-accompanying, smelting-related impurities, the total content of Mn-Si+Cr being ≥ 1.750wt.% to ≤ 2.250wt.% with regard to the widest possible process window during continuous annealing of cold strips from this steel, **characterised in that** a pre-strip is produced from the multi phase steel in the state of a slab, then the steel strip with the final hot strip thickness to be achieved is hot-rolled from the pre-strip at final rolling temperatures in the austenitic range above Ar3, and is coiled at coiling temperatures above the bainite starting temperature, and **in that**, starting from a previously specified slab thickness and a previously selected pre-strip with a defined but variable thickness, hot strips of the same thickness are hot-rolled with degrees of rolling of 72% to 87% so as to have the final thickness to be achieved, **in that** a cold strip with the final thickness to be achieved is cold-rolled from the hot strip, **in that** in order to produce the required multi-phase structure, the steel strip cold-rolled to the final thickness is heated during the continuous annealing to a temperature in the range of approximately 700 to 950°C, and **in that** the annealed steel strip is then cooled down from the annealing temperature at a cooling rate of between approximately 15 and 100°C/s to a first intermediate temperature of approximately 300 to 500°C, then at a cooling rate of between approximately 15 and 100°C/s to a second intermediate temperature of approximately 160 to 250°C, then the steel strip is cooled at a cooling rate of approximately 2 to 30°C/s until it reaches room temperature in air or is cooled from the first intermediate temperature to room temperature at a cooling rate of between approximately 15 and 100°C/s, or **in that** in order to produce the required multi-phase structure, the steel strip cold-rolled to the final thickness is heated during the continuous annealing to a temperature in the range of approximately 700 to 950°C, then to

a temperature of approximately 400 to 470°C, with cooling being stopped before the melting bath is entered, then said strip is hot-dip finished and, after the hot-dip finishing, cooling is continued at a cooling rate of between approximately 15 and 100°C/s to an intermediate temperature of approximately 200 to 250°C and then the steel strip is cooled in air at a cooling rate of approximately 2 to 30°C/s until room temperature is reached,
or **in that** in order to produce the required microstructure, the steel strip cold-rolled to the final thickness is heated during the continuous annealing to a temperature in the range of approximately 700 to 950°C, then cooled to an intermediate temperature of approximately 200 to 250°C and, before the melting bath is entered, the temperature is maintained for approximately 1 to 20 s and the steel strip is then reheated to a temperature of approximately 400 to 470°C, then hot-dip finished and, after hot-dip finishing has taken place, cooling at a cooling rate of between approximately 15 and 100°C/s to an intermediate temperature of approximately 200 to 250°C takes place again, and said strip is then cooled in air at a cooling rate of approximately 2 to 30°C/s to room temperature.

2. Method according to claim 1, **characterised in that**, starting from a selected hot strip having a particular thickness or selected hot strips having different thicknesses, cold strips having degrees of cold rolling of 10% to 70% are produced so as to have the final thickness to be achieved.

3. Method according to either claim 1 or claim 2, **characterised in that**, during the continuous annealing, the oxidation potential in the case of annealing with a system configuration consisting of a directly fired furnace region (NOF) and a radiant tube furnace (RTF) is increased by a CO content in the NOF of less than 4 vol.%, the oxygen partial pressure of the furnace atmosphere, which is reducing for iron, being set in the RTF according to the following equation,

$$-18 > \text{Log } pO_2 \geq -5*Si^{-0,3}-2,2*Mn^{-0,45}-0,1*Cr^{-0,4}-12,5*(-\ln B)^{0,25}$$

where Si, Mn, Cr, B denote the corresponding alloy components in the steel in wt.% and pO_2 denotes the oxygen partial pressure in mbar, and, in order to avoid oxidation of the strip immediately before dipping in the melting bath, the dew point of the gas atmosphere is set at -30°C or below.

4. Method according to claim 3, **characterised in that** in the case of annealing using only a radiant tube furnace, the oxygen partial pressure of the furnace atmosphere satisfies the following equation,

$$-12 > \text{Log } pO_2 \geq -5*Si^{-0,25}-3*Mn^{-0,5}-0,1*Cr^{-0,5}-7*(-\ln B)^{0,5}$$

where Si, Mn, Cr, B denote the corresponding alloy components in the steel in wt.% and pO_2 denotes the oxygen partial pressure in mbar, and, in order to avoid oxidation of the strip immediately before dipping in the melting bath, the dew point of the gas atmosphere is set at -30°C or below.

5. Method according to claim 1, **characterised in that** the steel strip is skin-passed after the annealing or hot-dip finishing.

6. Method according to claim 1, **characterised in that** the steel strip is stretch-bent straightened after the annealing or hot-dip finishing.

Revendications

1. Procédé de fabrication d'une bande d'acier à partir d'un acier multiphase ayant une microstructure diphasique ou une microstructure à phases complexes et ayant de faibles quantités d'austénite résiduelle avec une résistance minimale à la traction de 980 MPa à l'état non trempé et contenant (en % en poids) :

C ≥ 0,075 à ≤ 0,115
Si ≥ 0,400 à ≤ 0,500
Mn ≥ 1,900 à ≤ 2,350
Cr ≥ 0,250 à ≤ 0,400
Al ≥ 0,010 à ≤ 0,060

N ≥ 0,0020 à ≤ 0,0120
P ≤ 0,020
S ≤ 0,0020
Ti ≥ 0,005 à ≤ 0,060
Nb ≥ 0,005 à ≤ 0,060
V ≥ 0,005 à ≤ 0,020
B ≥ 0,0005 à ≤ 0,0010
Mo ≥ 0,200 à ≤ 0,300
Ca ≥ 0,0010 à ≤ 0,0060
Cu ≤ 0,050
Ni ≤ 0,050
Sn ≤ 0,040
H ≤ 0,0010

le reste étant du fer, y compris les impuretés habituelles d'accompagnement de l'acier dues au processus de fusion, procédé dans lequel la teneur totale en Mn-Si + Cr va de ≥ 1,750 % en poids à ≤ 2,250 % en poids en ce qui concerne la fenêtre de processus la plus large possible dans le recuit continu de bandes à froid en cet acier, **caractérisé en ce qu'**une pré-bande est réalisée à partir de l'acier multiphase à l'état de brame, puis la bande d'acier est laminée à chaud à partir de la pré-bande avec l'épaisseur finale de bande à chaud à réaliser à des températures finales de laminage dans le domaine austénitique supérieur à Ar3 et bobinée à des températures de bobinage supérieures à la température de bainite de départ et **en ce que**, à partir d'une épaisseur de brame préalablement spécifiée et d'une pré-bande préalablement sélectionnée d'une épaisseur définie mais variable, des bandes à chaud de la même épaisseur sont laminées à chaud avec des taux de laminage de 72 % à 87 % et avec l'épaisseur finale à atteindre, **en ce qu'**une bande à froid ayant l'épaisseur finale à atteindre est laminée à froid à partir de la bande à chaud, **en ce que** pour générer la microstructure multiphase demandée la bande d'acier laminée à froid à l'épaisseur finale est chauffée à une température dans la gamme allant d'environ 700 à 950 °C pendant le recuit continu et **en ce que** la bande d'acier recuite est ensuite refroidie de la température de recuit à une vitesse de refroidissement comprise entre environ 15 et 100 °C/s jusqu'à une première température intermédiaire d'environ 300 à 500 °C, puis à une vitesse de refroidissement comprise entre environ 15 et 100 °C/s jusqu'à une deuxième température intermédiaire d'environ 160 à 250 °C, puis la bande d'acier est refroidie à une vitesse de refroidissement d'environ 2 à 30 °C/s jusqu'à atteindre la température ambiante à l'air ou est refroidie de la première température intermédiaire à la température ambiante à une vitesse de refroidissement comprise entre environ 15 et 100 °C/s ou **en ce que**, pour générer la microstructure multiphase demandée, la bande d'acier laminée à froid à l'épaisseur finale est chauffée à une température dans la gamme allant d'environ 700 à 950 °C pendant le recuit continu, puis est refroidie à une température d'environ 400 à 470 °C, le refroidissement étant arrêté avant l'entrée dans le bain de fusion, puis affiné par immersion à chaud et après affinage par immersion à chaud le refroidissement étant poursuivi à une vitesse de refroidissement comprise entre environ 15 et 100 °C/s jusqu'à une température intermédiaire d'environ 200 à 250 °C, puis la bande d'acier étant refroidie à une vitesse de refroidissement d'environ 2 à 30 °C/s jusqu'à atteindre la température ambiante à l'air, ou **en ce que**, pour générer la microstructure demandée, la bande d'acier laminée à froid à l'épaisseur finale est chauffée à une température dans la gamme allant d'environ 700 à 950 °C pendant le recuit continu, puis est refroidie à une température intermédiaire d'environ 200 à 250 °C et avant l'entrée dans le bain de fusion, la température est maintenue pendant environ 1 à 20 s, puis la bande d'acier est à nouveau chauffée à une température d'environ 400 à 470 °C, puis affinée par immersion à chaud et après affinage par immersion à chaud un nouveau refroidissement est effectuée à une vitesse de refroidissement comprise entre environ 15 et 100 °C/s jusqu'à une température intermédiaire d'environ 200 à 250 °C et puis est ensuite refroidie à l'air jusqu'à température ambiante à une vitesse de refroidissement d'environ 2 et 30 °C/s.

2. Procédé selon la revendication 1, **caractérisé en ce que** des bandes à froid sont réalisées à l'épaisseur finale à atteindre avec des degrés de laminage à froid allant de 10 % à 70 % à partir d'une bande à chaud sélectionnée d'épaisseur déterminée, ou de bandes à chaud sélectionnées d'épaisseurs différentes.

3. Procédé selon la revendication 1 ou 2, **caractérisé en ce que** pendant le recuit continu le potentiel d'oxydation est augmenté de moins de 4 % en volume par une teneur en CO dans le NOF lors d'un recuit avec un configuration d'installation comprenant une zone de four à chauffe directe (NOF) et un four tubulaire radiant (RTF), la pression partielle d'oxygène de l'atmosphère de four réductrice pour le fer étant réglée dans le RTF conformément à l'équation suivante,

$$-18 > \text{Log } pO_2 \geq -5*Si^{-0,3}-2,2*Mn^{-0,45}-0,1*Cr^{-0,4}-12,5*(-\ln B)^{0,25}$$

Si, Mn, Cr, B désignant les proportions d'alliage correspondantes dans l'acier en % en poids et pO_2 désignant la pression partielle d'oxygène en mbar et, pour éviter l'oxydation de la bande juste avant l'immersion dans le bain de fusion, le point de rosée de l'atmosphère gazeuse étant réglée à -30 °C ou moins.

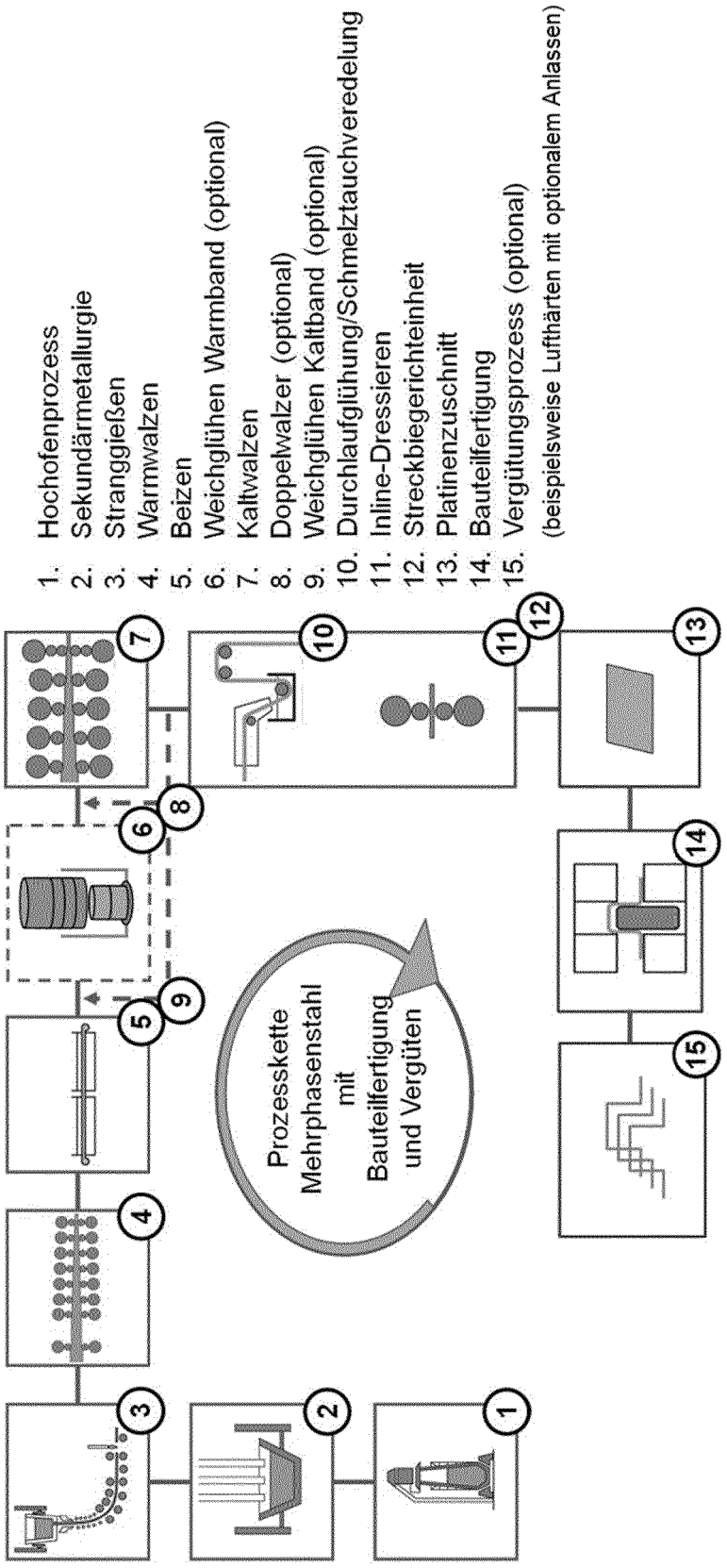
4. Procédé selon la revendication 3, **caractérisé en ce que**, pendant un recuit utilisant uniquement un four tubulaire radiant, la pression partielle d'oxygène de l'atmosphère du four satisfaisant à l'équation suivante,

$$-12 > \text{Log } pO_2 \geq -5*Si^{-0,25}-3*Mn^{-0,5}-0,1*Cr^{-0,5}-7*(-\ln B)^{0,5}$$

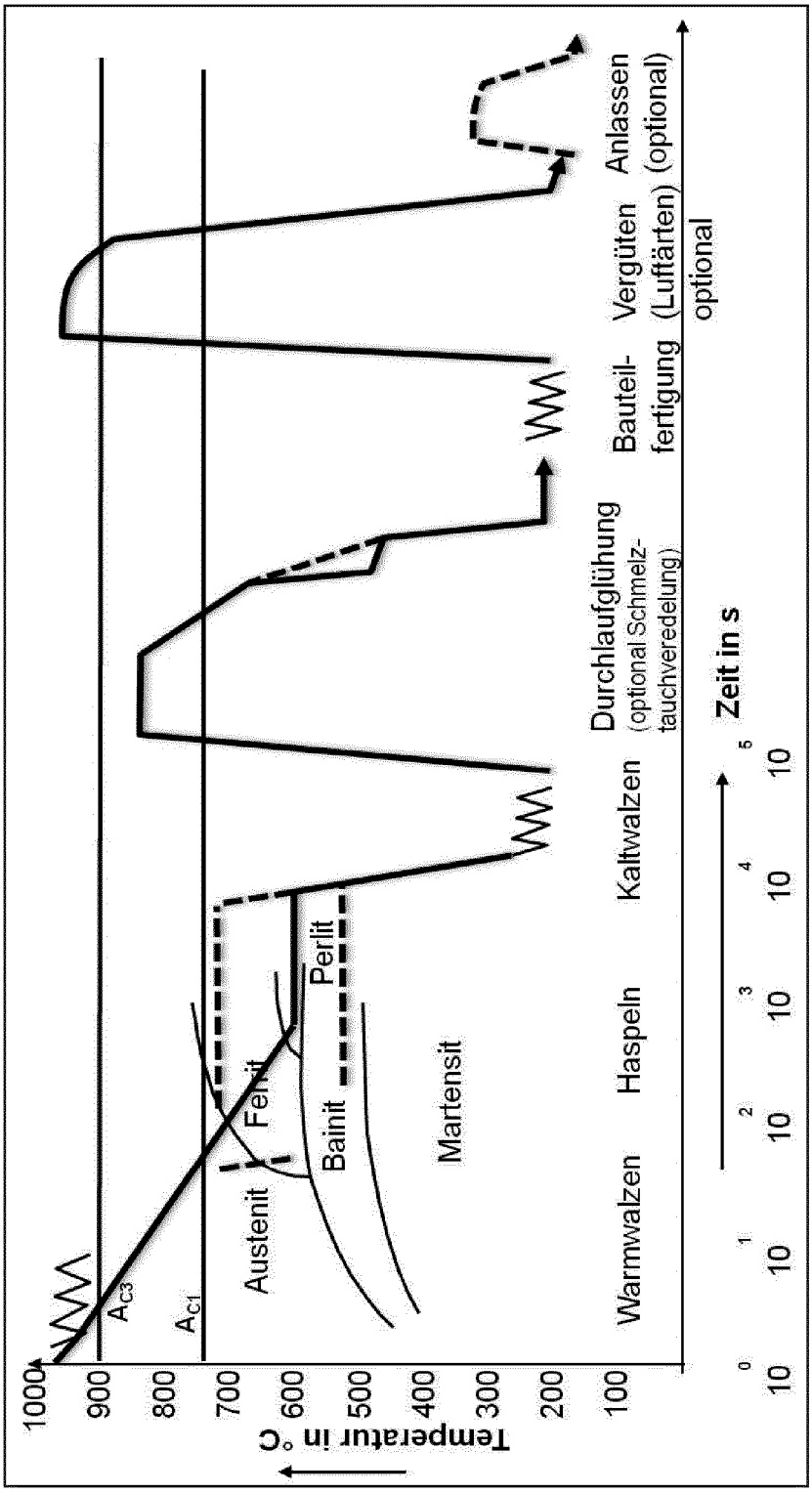
Si, Mn, Cr, B désignant les proportions d'alliage correspondantes dans l'acier en % en poids et pO_2 désignant la pression partielle d'oxygène en mbar et, pour éviter l'oxydation de la bande juste avant l'immersion dans le bain de fusion, le point de rosée de l'atmosphère gazeuse étant réglée à -30 °C ou moins.

5. Procédé selon la revendication 1, **caractérisé en ce que** la bande d'acier est soumise à un dressage après le recuit ou l'affinage par immersion à chaud.

6. Procédé selon la revendication 1, **caractérisé en ce que** la bande d'acier est soumise à un dressage par traction et flexion après le recuit ou l'affinage par immersion à chaud.


1. Hochofenprozess
2. Sekundärmetallurgie
3. Stranggießen
4. Warmwalzen
5. Beizen
6. Weichglühen Warmband (optional)
7. Kaltwalzen
8. Doppelwalzer (optional)
9. Weichglühen Kaltband (optional)
10. Durchlaufglühung/Schmelztauchveredelung
11. Inline-Dressieren
12. Streckbiegerichteinheit
13. Platinenzuschnitt
14. Bauteilfertigung
15. Vergütungsprozess (optional)
(beispielsweise Lufthärten mit optionalem Anlassen)
Prozesskette Mehrphasenstahl mit Bauteilfertigung und Vergüten

Figur 1


Temperatur in °C
1000
900
800
700
600
500
400
300
200
100
A_{C3}
A_{C1}
Austenit
Ferrit
Perlit
Bainit
Martensit
Warmwalzen
Haspeln
Kaltwalzen
Durchlaufglühung
(optional Schmelz-tauchveredelung)
Bauteil-fertigung
Vergüten (Luftärten)
optional
Anlassen (optional)
Zeit in s
10^0
10^1
10^2
10^3
10^4
10^5

Figur 2

Stahllegierung	C %	Si %	Mn %	P %	S %	N %	Al %	Cu %	Cr %	Ni %	Mo %	Sn %	Ti %	Nb %	V %	Ca %	B %	H %	CVE(IIW) %
Beispiel 1 Vorband 40 mm	0,104	0,443	2,178	0,012	0,0004	0,0045	0,038	0,027	0,330	0,047	0,208	0,008	0,0372	0,0332	0,007	0,0020	0,0006	0,00038	0,58
Beispiel 2 Vorband 45 mm	0,104	0,443	2,178	0,012	0,0004	0,0045	0,038	0,027	0,330	0,047	0,208	0,008	0,0372	0,0332	0,007	0,0020	0,0006	0,00038	0,58
Beispiel 3 Vorband 50 mm	0,104	0,443	2,178	0,012	0,0004	0,0045	0,038	0,027	0,330	0,047	0,208	0,008	0,0372	0,0332	0,007	0,0020	0,0006	0,00038	0,58
Beispiel 4 Vorband 55 mm	0,104	0,443	2,178	0,012	0,0004	0,0045	0,038	0,027	0,330	0,047	0,208	0,008	0,0372	0,0332	0,007	0,0020	0,0006	0,00038	0,58

Figur 3

Warmband (HR) Quer-Kennwerte	Dicke mm	Re MPa	Rm MPa	A80 %
Beispiel 1 Vorband 40 mm	2,24	826	1070	10,0
Beispiel 2 Vorband 45 mm	2,29	725	1030	10,2
Beispiel 3 Vorband 50 mm	2,37	695	1010	8,8
Beispiel 4 Vorband 55 mm	2,35	679	967	9,6

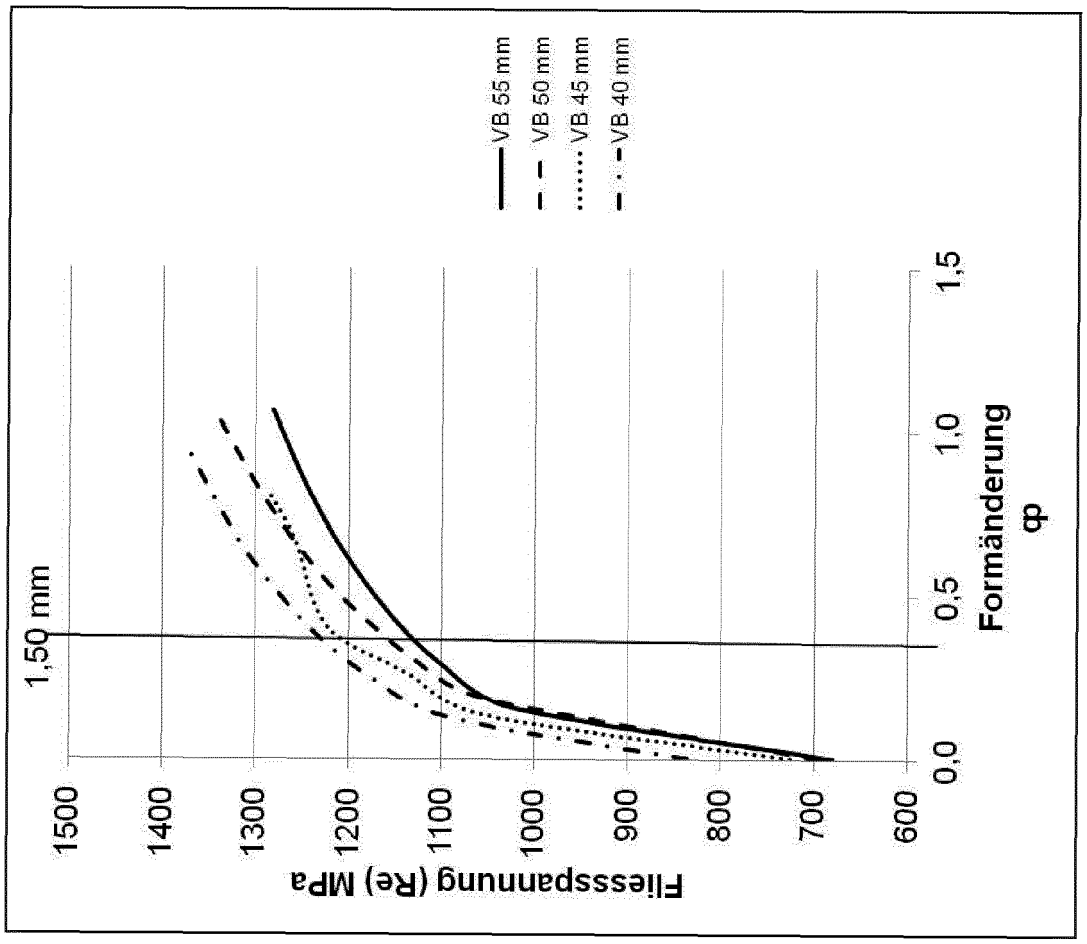
Figur 4a

Kaltband (CR) Quer-Kennwerte	Dicke mm	Re MPa	Rm MPa	A80 %
Beispiel 1 Vorband 40 mm	1,49	1246	1305	2,0
Beispiel 2 Vorband 45 mm	1,47	1224	1260	1,5
Beispiel 3 Vorband 50 mm	1,47	1203	1255	1,9
Beispiel 4 Vorband 55 mm	1,50	1158	1230	2,5

Figur 4b

Dicke mm	Formänderung ϕ	Re MPa	Rm MPa	A80 mm
VB 55 mm				
2,35	0,0	679,36	967	9,6
2,01	0,1563	1024,83	1105	3,5
1,76	0,2891	1100,19	1140	2,6
1,5	0,4490	1158,08	1230	2,5
1,24	0,6393	1206,96	1280	1,3
1,04	0,8152	1241,87	1325	1,7
0,81	1,0651	1281,49	1410	1,6
VB 50 mm				
2,37	0	694,66	1010	8,8
1,97	0,1849	1057,23	1080	3,3
1,76	0,2976	1127,38	1240	1,5
1,47	0,4776	1202,91	1255	1,9
1,24	0,6478	1254,68	1360	1,6
1,06	0,8046	1293,00	1370	1,3
0,84	1,0372	1339,52	1550	1,2
VB 45 mm				
2,29	0	725,27	1030	10,2
2	0,1354	1059,69	1150	3,4
1,77	0,2576	1135,35	1165	1,6
1,47	0,4022	1223,60	1260	1,5
1,19	0,6546	1256,35	1375	1,3
1,02	0,8087	1285,68	1395	1,4
VB 40 mm				
2,24	0	836,02	1070	10
1,98	0,1234	1091,05	1190	3,4
1,75	0,2469	1177,08	1240	3
1,49	0,4077	1246,03	1305	2
1,25	0,5833	1298,57	1375	1,1
1,09	0,7203	1330,79	1420	1,4
0,86	0,9573	1375,72	1490	1,3

Figur 5a


VB 55 mm
VB 50 mm
VB 45 mm
VB 40 mm
1,50 mm
Fliessspannung (Re) MPa
1500
1400
1300
1200
1100
1000
900
800
700
600
0,0
0,5
1,0
1,5
Formänderung
φ

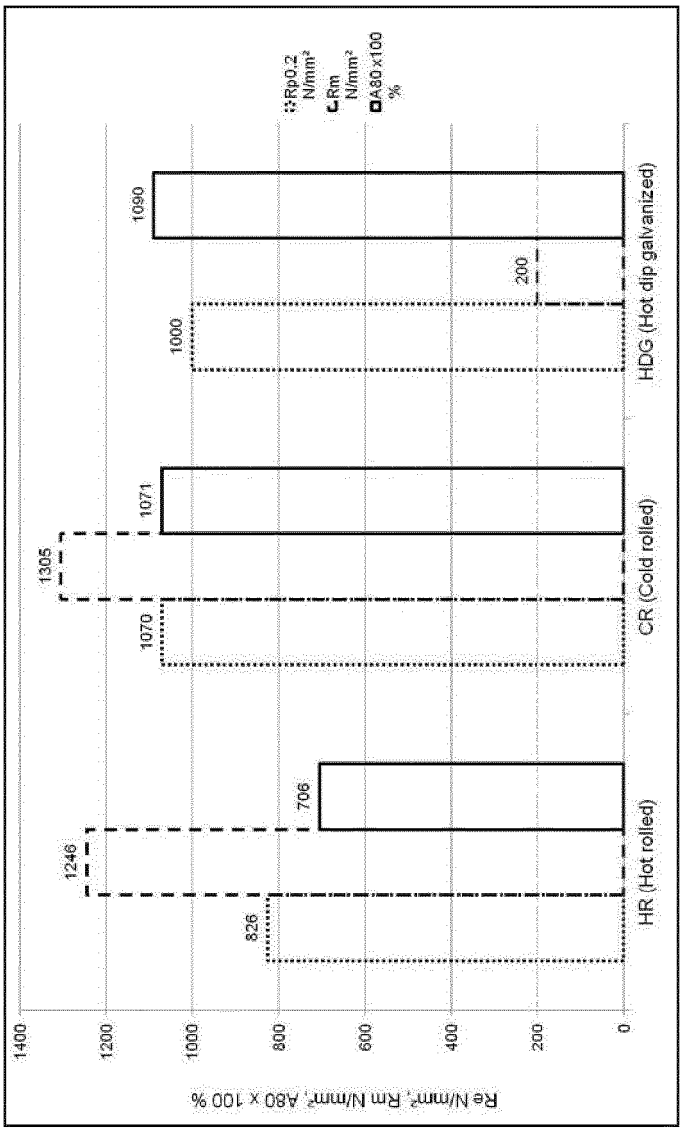
Figur 5b

Feinblech (HDG) Quer-Kennwerte	Dicke mm	Re MPa	Rm MPa	A80 %	BH2 MPa	Re/Rm %
Beispiel 1 Vorband 40 mm	1,51	706	1071	10,9	49	66
Beispiel 2 Vorband 45 mm	1,49	720	1077	10,4	51	67
Beispiel 3 Vorband 50 mm	1,49	704	1084	10,4	55	65
Beispiel 4 Vorband 55 mm	1,52	708	1077	10,4	58	66

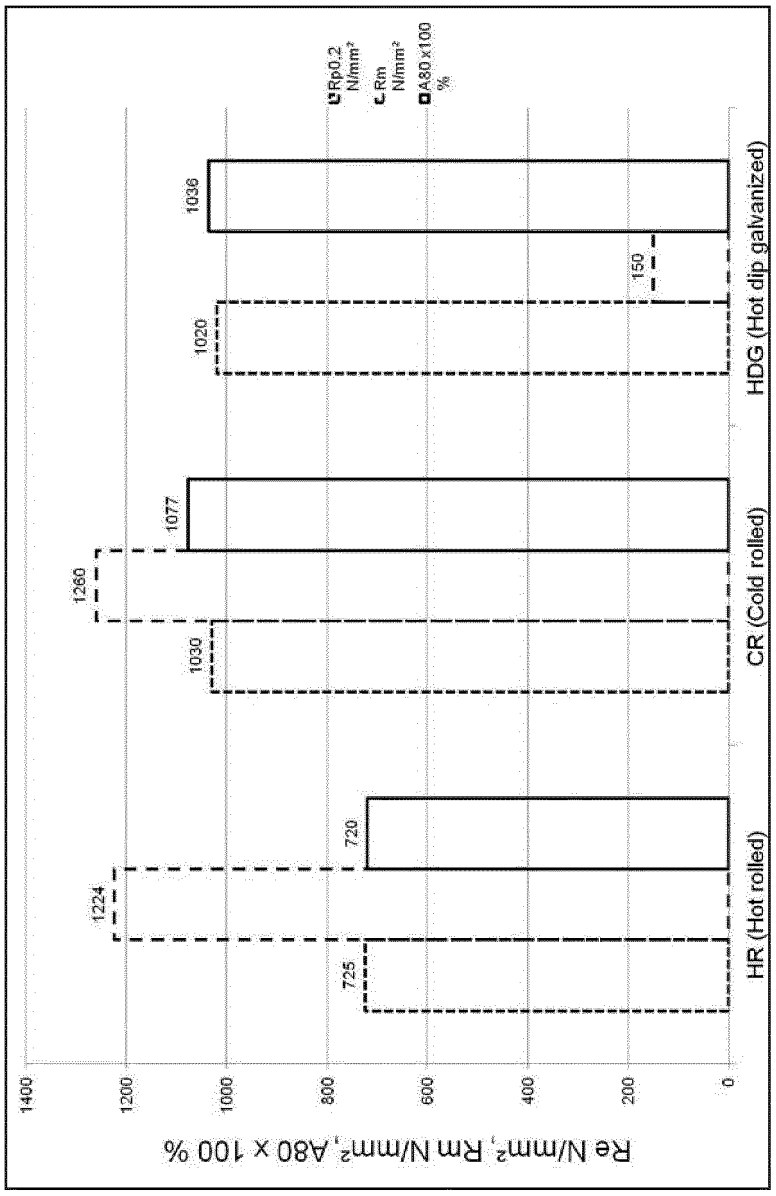
Figur 6a

Feinblech (HDG) Quer-Kennwerte	Dicke mm	LAW %	α, längs °	α, quer °	Rm x α, längs MPa°	Rm x α, quer MPa°
Beispiel 1 Vorband 40 mm	1,51	39	121	112	129591	119952
Beispiel 2 Vorband 45 mm	1,49	35	128	114	137856	122778
Beispiel 3 Vorband 50 mm	1,49	38	127	115	137668	124660
Beispiel 4 Vorband 55 mm	1,52	40	123	111	132471	119547

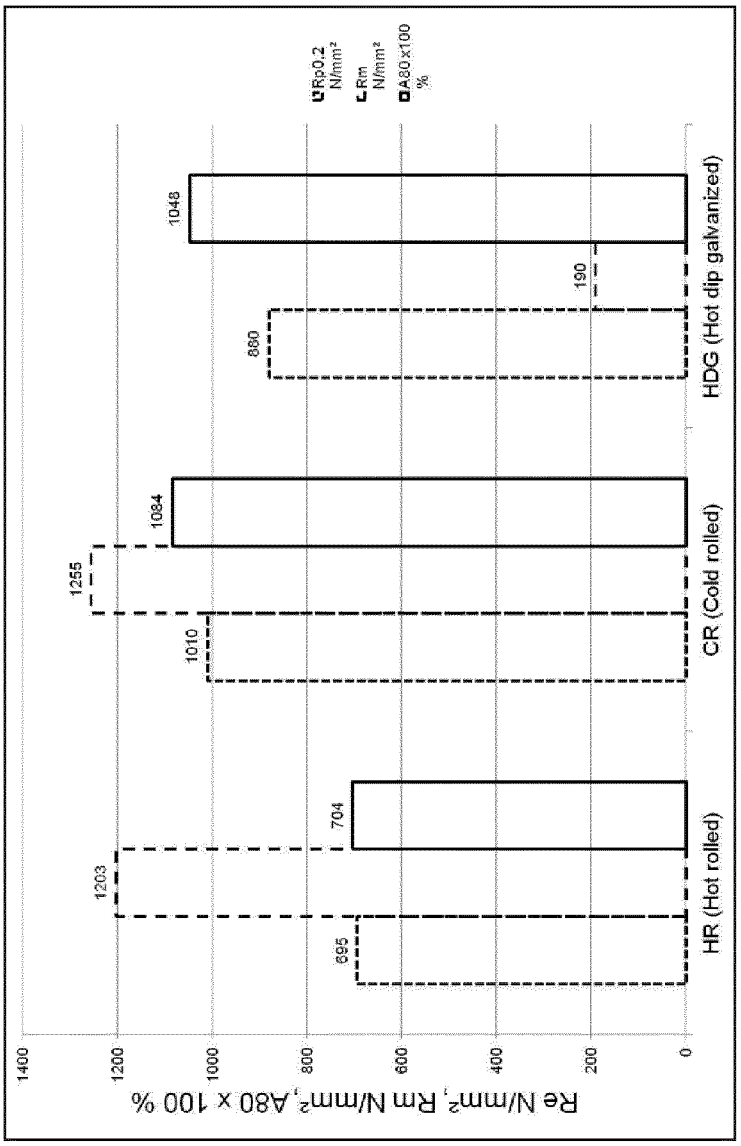
Figur 6b


Rp0.2 N/mm²
Rm N/mm²
A80 x100 %
Re N/mm², Rm N/mm², A80 x 100 %
1400
1200
1000
800
600
400
200
0
1090
200
1000
1071
1305
1070
706
1246
826
HDG (Hot dip galvanized)
CR (Cold rolled)
HR (Hot rolled)

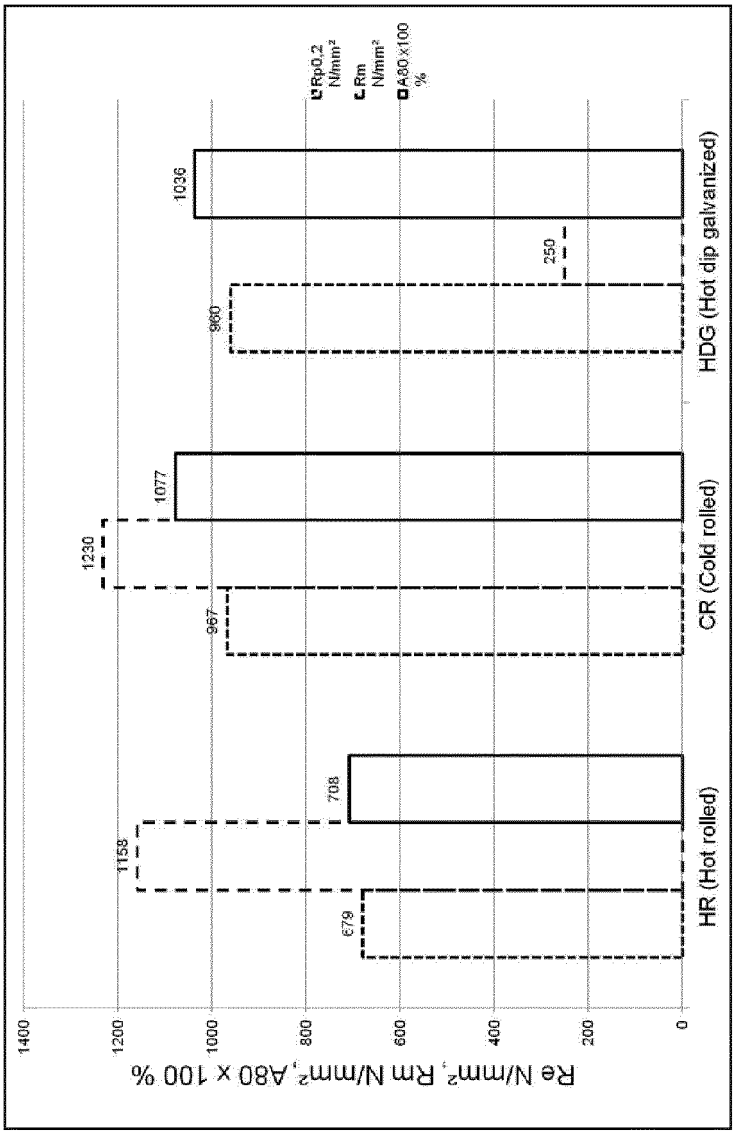
Figur 7a


Re N/mm², Rm N/mm², A80 x 100 %
1400
1200
1000
800
600
400
200
0
Rp0.2 N/mm²
Rm N/mm²
A80 x100 %
1224
725
720
1260
1030
1077
1020
1036
150
HR (Hot rolled)
CR (Cold rolled)
HDG (Hot dip galvanized)

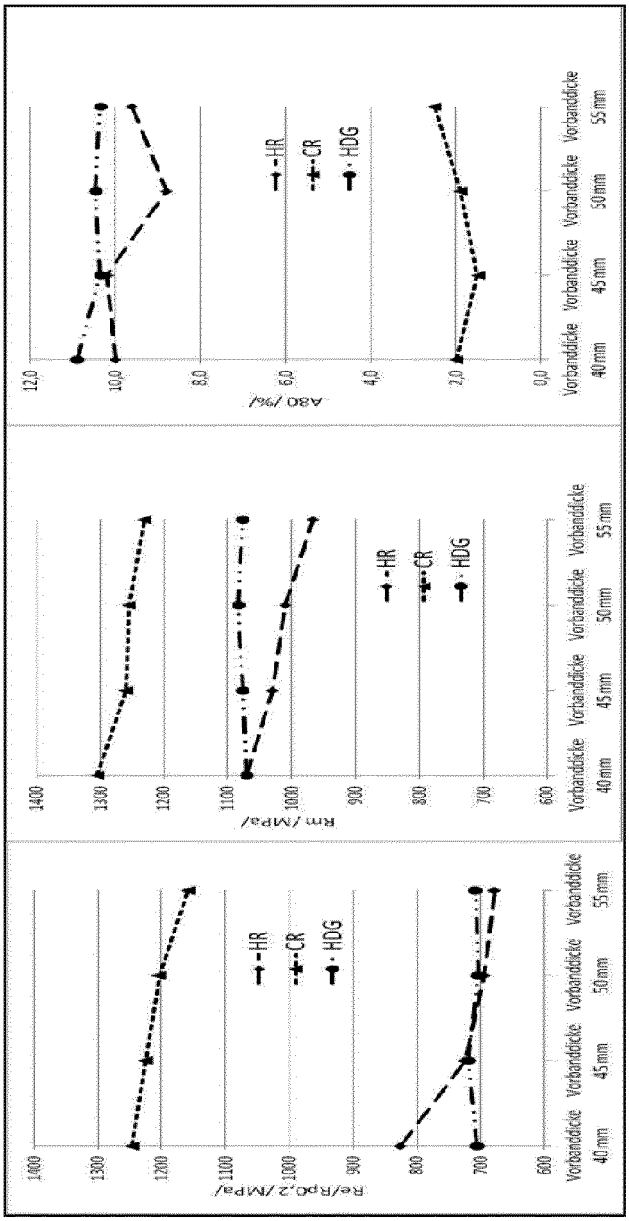
Figur 7b


Rp0.2 N/mm²
Rm N/mm²
A80x100 %
Re N/mm², Rm N/mm², A80 x 100 %
1400
1200
1000
800
600
400
200
0
HR (Hot rolled)
CR (Cold rolled)
HDG (Hot dip galvanized)
1203
695
704
1255
1010
1084
880
190
1048

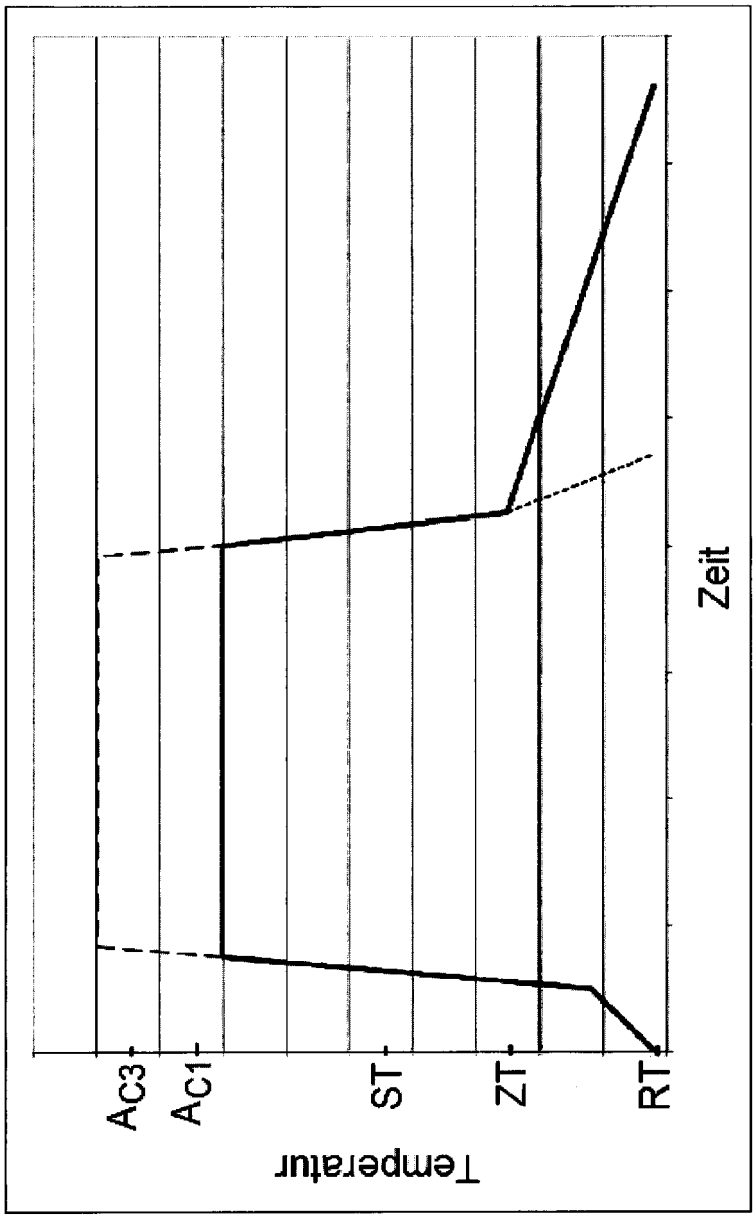
Figur 7c


Re N/mm², Rm N/mm², A80 x 100 %
1400
1200
1000
800
600
400
200
0
Rp0,2 N/mm²
Rm N/mm²
A80 x100 %
HR (Hot rolled)
679
1158
708
CR (Cold rolled)
967
1230
1077
HDG (Hot dip galvanized)
960
250
1036

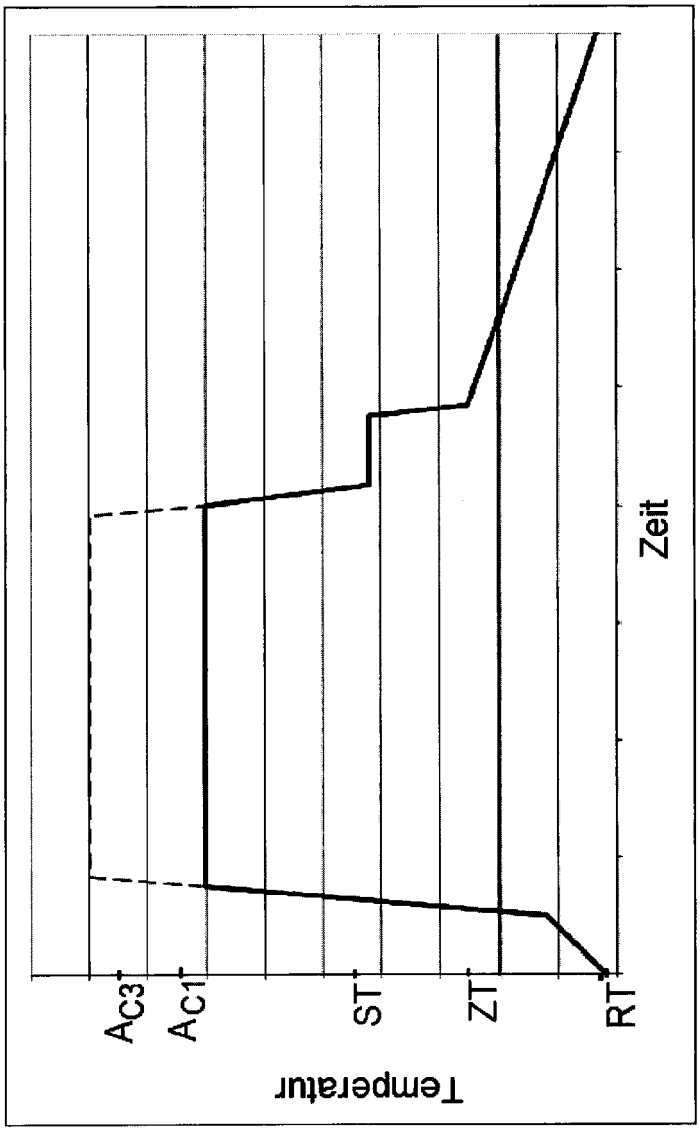
Figur 7d


Re/Rp0,2 /MPa/
Rm /MPa/
A80 /%/
HR
CR
HDG
Vorbandicke
40 mm
45 mm
50 mm
55 mm

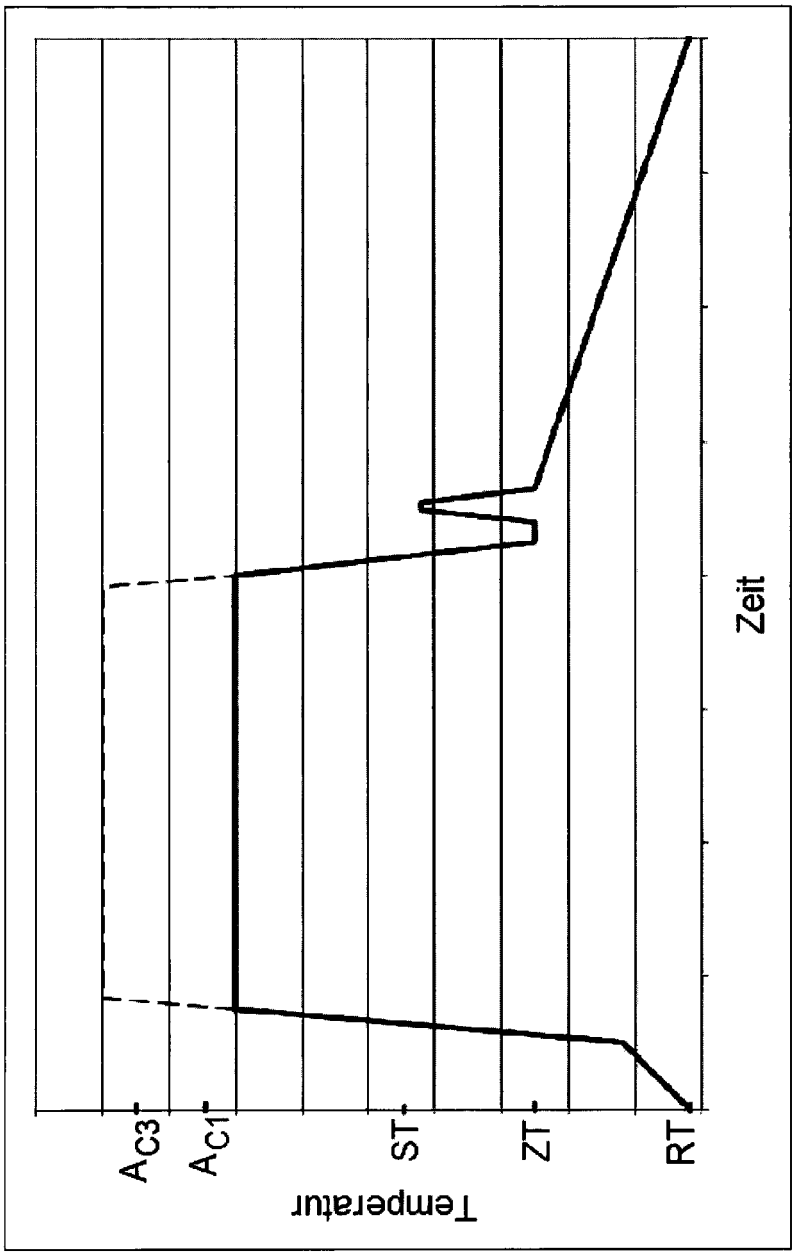
Figur 7e



Figur 8a



Figur 8b



Figur 8c

IN DER BESCHREIBUNG AUFGEFÜHRTE DOKUMENTE

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

In der Beschreibung aufgeführte Patentdokumente

- EP 2028282 A1 **[0053]**
- EP 2031081 A1 **[0053]**
- DE 10037867 A1 **[0059]**
- DE 102012002079 A1 **[0064]**
- DE 102015111177 A1 **[0065]**
- DE 102014017274 A1 **[0066]**
- DE 19610675 C1 **[0145]**