

(12) NACH DEM VERTRAG ÜBER DIE INTERNATIONALE ZUSAMMENARBEIT AUF DEM GEBIET DES  
PATENTWESENS (PCT) VERÖFFENTLICHTE INTERNATIONALE ANMELDUNG

(19) Weltorganisation für geistiges  
Eigentum

Internationales Büro

(43) Internationales  
Veröffentlichungsdatum  
26. Mai 2016 (26.05.2016)



(10) Internationale Veröffentlichungsnummer  
**WO 2016/078642 A1**

(51) Internationale Patentklassifikation:

*C21D 8/02* (2006.01)      *C22C 38/40* (2006.01)  
*C21D 9/52* (2006.01)      *C22C 38/42* (2006.01)  
*C22C 38/26* (2006.01)      *C22C 38/48* (2006.01)  
*C22C 38/28* (2006.01)      *C22C 38/50* (2006.01)  
*C22C 38/32* (2006.01)      *C22C 38/54* (2006.01)  
*C22C 38/38* (2006.01)      *C22C 38/58* (2006.01)

(21) Internationales Aktenzeichen: PCT/DE2015/100459

(22) Internationales Anmeldedatum:  
2. November 2015 (02.11.2015)

(25) Einreichungssprache: Deutsch

(26) Veröffentlichungssprache: Deutsch

(30) Angaben zur Priorität:  
10 2014 017 275.9  
18. November 2014 (18.11.2014) DE

(71) Anmelder: SALZGITTER FLACHSTAHL GMBH  
[DE/DE]; Eisenhüttenstraße 99, 38239 Salzgitter (DE).

(72) Erfinder: SCHULZ, Thomas; Finkenweg 60, 38259  
Salzgitter (DE). SCHÖTTLER, Joachim;  
Gutenbergstraße 9, 38118 Braunschweig (DE). KLUGE,  
Sascha; Pestalozzistraße 64, 08451 Crimmitschau (DE).  
BECHTOLD, Marion; Kastanienallee 34, 38104  
Braunschweig (DE).

(74) Anwalt: MEISSNER, Peter E.; Hohenzollerndamm 89,  
14199 Berlin (DE).

(81) Bestimmungsstaaten (soweit nicht anders angegeben, für  
jede verfügbare nationale Schutzrechtsart): AE, AG, AL,  
AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW,  
BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DK, DM,  
DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT,  
HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JP, KE, KG, KN, KP, KR,  
KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG,  
MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM,  
PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC,  
SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN,  
TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.

(84) Bestimmungsstaaten (soweit nicht anders angegeben, für  
jede verfügbare regionale Schutzrechtsart): ARIPO (BW,  
GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST,  
SZ, TZ, UG, ZM, ZW), eurasisches (AM, AZ, BY, KG,  
KZ, RU, TJ, TM), europäisches (AL, AT, BE, BG, CH,  
CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE,  
IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO,  
RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM,  
GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

Erklärungen gemäß Regel 4.17:

— hinsichtlich der Identität des Erfinders (Regel 4.17 Ziffer i)

Veröffentlicht:

— mit internationalem Recherchenbericht (Artikel 21 Absatz  
3)

(54) Title: HIGH-STRENGTH AIR-HARDENING MULTI-PHASE STEEL COMPRISING OUTSTANDING PROCESSING  
PROPERTIES AND METHOD FOR THE PRODUCTION OF A STEEL STRIP FROM SAID STEEL

(54) Bezeichnung : HOCHFESTER LUFTHÄRTENDER MEHRPHASENSTAHL MIT HERVORRAGENDEN  
VERARBEITUNGSEIGENSCHAFTEN UND VERFAHREN ZUR HERSTELLUNG EINES BANDES AUS DIESEM STAHL

(57) Abstract: The invention relates to a high-strength air-hardening multi-phase steel which has a minimum tensile strength of 750 MPa and has outstanding processing properties, consisting of a composition defined in claim 1, in which, with a view to a possibly broad process window in the continuous annealing of warm or cold strips from said steel, according to the produced strip thickness, the total content of Mn+Si+Cr+Mo is adjusted as follows: up to 1.00 mm, total of Mn+Si+Cr+Mo  $\geq$  2.450 and  $\leq$  2.800 weight %; over 1.00 up to 2.00 mm, total of Mn+Si+Cr+Mo  $\geq$  2.600 and  $\leq$  3.150 weight %; over 2.00 mm, total of Mn+Si+Cr+Mo  $\geq$  3.000 and  $\leq$  3.450 weight %.

(57) Zusammenfassung: Die Erfindung betrifft einen hochfesten lufthärtbaren Mehrphasenstahl mit Mindestzugfestigkeiten im nicht luftgehärteten Zustand von 750 MPa mit hervorragenden Verarbeitungseigenschaften bestehend aus einer im Anspruch 1 definierten Zusammensetzung, bei dem im Hinblick auf ein möglichst breites Prozessfenster bei der Durchlaufglühung von Warm- oder Kaltbändern aus diesem Stahl der Summengehalt von Mn+Si+Cr+Mo abhängig von der erzeugten Banddicke wie folgt eingestellt ist: bis 1,00 mm: Summe aus Mn+Si+Cr+Mo  $\geq$  2,450 und  $\leq$  2,800 Gew.-% über 1,00 bis 2,00 mm: Summe aus Mn+Si+Cr+Mo  $\geq$  2,600 und  $\leq$  3,150 Gew.-% über 2,00 mm: Summe aus Mn+Si+Cr+Mo  $\geq$  3,000 und  $\leq$  3,450 Gew.-%.

WO 2016/078642 A1

## **Hochfester lufthärtender Mehrphasenstahl mit hervorragenden Verarbeitungseigenschaften und Verfahren zur Herstellung eines Bandes aus diesem Stahl**

### Beschreibung

Die Erfindung betrifft einen hochfesten lufthärtbaren Mehrphasenstahl mit hervorragenden Verarbeitungseigenschaften gemäß Patentanspruch 1. Vorteilhafte Weiterbildungen sind Gegenstand der Unteransprüche 2 bis 26

Des Weiteren betrifft die Erfindung ein Verfahren zur Herstellung eines warm- und/oder kaltgewalzten Bandes aus einem solchen Stahl und dessen Vergütung mittels Lufthärten und optional nachgeschaltetem Anlassen gemäß den Patentansprüchen 27 bis 34, sowie ein Stahlband, hergestellt nach diesem Verfahren, gemäß den Ansprüchen 35 bis 41.

Insbesondere betrifft die Erfindung Stähle mit einer Zugfestigkeit im Bereich von mindestens 750 MPa im Ausgangszustand (nicht gehärtet oder vergütet) zur Herstellung von Bauteilen, die eine verbesserte Umformbarkeit (wie zum Beispiel erhöhte Lochaufweitung und erhöhter Biegewinkel) und verbesserte Schweißseigenschaften aufweisen.

Durch eine erfindungsgemäße Vergütungsbehandlung dieser Stähle kann ein Anstieg der Dehngrenze und Zugfestigkeit beispielsweise durch Lufthärten mit optional anschließendem Anlassen erreicht werden.

Der heiß umkämpfte Automobilmarkt zwingt die Hersteller stetig Lösungen zur Senkung des Flottenverbrauches und CO<sub>2</sub>-Abgasausstoßes unter Beibehaltung eines größtmöglichen Komforts und Insassenschutzes zu finden. Dabei spielt einerseits die Gewichtsreduktion aller Fahrzeugkomponenten eine entscheidende Rolle andererseits aber auch ein möglichst günstiges Verhalten der einzelnen Bauteile bei hoher statischer und dynamischer Beanspruchung sowohl während der Nutzung als auch im Crashfall.

Durch die Bereitstellung hochfester bis höchstfester Stähle und die Verringerung der Blechdicke, kann das Gewicht der Fahrzeuge bei gleichzeitig verbessertem Umform- und Bauteilverhalten bei der Fertigung und im Betrieb reduziert werden.

Hoch- bis höchstfeste Stähle müssen daher vergleichsweise hohen Anforderungen hinsichtlich ihrer Festigkeit und Duktilität, Energieaufnahme und bei ihrer Verarbeitung, wie beispielsweise beim Stanzen, Warm- und Kaltumformen, beim thermischen Vergüten (z.B. Lufthärten,

Presshärten), Schweißen und/oder einer Oberflächenbehandlung, z.B. einer metallischen Veredelung, organischen Beschichtung oder Lackierung, genügen.

Neu entwickelte Stähle müssen sich daher neben der verlangten Gewichtsreduzierung durch verringerte Blechdicken den zunehmenden Materialanforderungen an Dehngrenze, Zugfestigkeit, Verfestigungsverhalten und Bruchdehnung bei guten Verarbeitungseigenschaften, wie Umformbarkeit und Schweißbarkeit stellen.

Für eine solche Blechdickenverringering muss daher ein hoch- bis höchstfester Stahl mit ein- oder mehrphasigem Gefüge verwendet werden, um ausreichende Festigkeit der Kraftfahrzeugbauteile sicherzustellen und um den hohen Bauteilanforderungen hinsichtlich Zähigkeit, Kantenrissunempfindlichkeit, verbessertem Biegewinkel und Biegeradius, Energieabsorption sowie Verfestigungsvermögen und dem Bake-Hardening-Effekt zu genügen.

Auch wird zunehmend eine verbesserte Fügeignung 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 Schweißignung höchstfester Stähle bei der Herstellung von Rohren, die zum Beispiel mittels des Hochfrequenz-Induktionsschweißverfahrens (HFI) hergestellt werden.

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.

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.

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 xpand® bekannt.

Der Biegewinkel beschreibt eine Materialeigenschaft, die Rückschlüsse auf das Materialverhalten bei Umformoperationen mit dominanten Biegeanteilen (z.B. beim Falzen) oder auch bei Crashbelastungen gibt. Vergrößerte Biegewinkel erhöhen somit die Fahrgastzellensicherheit. Die Bestimmung des Biegewinkels ( $\alpha$ ) wird z.B. über den Plättchen-Biegeversuch in der VDA 238-100 normativ geregelt.

Die oben genannten Eigenschaften sind wichtig für Bauteile, die vor dem Vergüten z.B. durch Lufthärten mit optionalem Anlassen zu sehr komplexen Bauteilen umgeformt werden.

Verbesserte Schweißbarkeit wird bekanntermaßen u.a. durch ein abgesenktes Kohlenstoffäquivalent erreicht. Dafür stehen Synonyme wie „unterperitektisch“ (UP) bzw. das bereits bekannte „Low Carbon Equivalent“ (LCE). Dabei ist der Kohlenstoffgehalt üblicherweise kleiner 0,120 Gew.-%. Weiterhin kann das Versagensverhalten bzw. das Bruchbild der Schweißnaht über eine Zulegierung mit Mikrolegierungselementen verbessert werden.

Bauteile hoher Festigkeit müssen gegenüber Wasserstoff eine ausreichende Resistenz gegenüber einer Materialversprödung aufweisen. Die Prüfung der Beständigkeit von **A**dvanced **H**igh **S**trength **S**teels (AHSS) für den Automobilbau gegenüber fertigungsbedingten wasserstoffinduzierten Sprödbrüchen ist in der SEP1970 geregelt und über die Bügelprobe und die Lochzugprobe getestet. 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 vorteilhaft z.B. auf das Lochaufweitverhalten, das Biegeverhalten und das wasserstoffinduzierte Sprödbruchverhalten auswirken. Der Bainit kann hierbei in unterschiedlichen Erscheinungsformen, wie z.B. oberer und unterer Bainit, vorliegen.

Die spezifischen Materialeigenschaften der Dualphasenstähle, wie z.B. niedriges Streckgrenzenverhältnis bei gleichzeitig sehr hoher Zugfestigkeit, starker Kaltverfestigung und guter Kaltumformbarkeit, sind hinreichend bekannt, reichen aber bei immer komplexeren Bauteilgeometrien oft nicht mehr aus.

Allgemein findet die Gruppe der Mehrphasenstähle immer mehr Anwendung. Zu den Mehrphasenstählen zählen z.B. Komplexphasenstähle, ferritisch-bainitische Stähle, TRIP-Stähle, sowie die vorher beschriebenen Dualphasenstähle, die durch unterschiedliche Gefügezusammensetzungen charakterisiert sind.

**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.

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

**Ferritisch-bainitische Stähle** sind nach EN 10346 Stähle, die Bainit oder verfestigtem 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.

**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.

**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.

Zu den hochfesten Stählen mit einphasigem Gefüge zählen z.B. bainitische und martensitische Stähle.

**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 z.B. Martensit und Ferrit, enthalten sein.

**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.

**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 erfolgreiches Anlassen kann gezielt Einfluss auf das Festigkeits-/Zähigkeitsverhältnis genommen werden.

### **Anwendungsbereiche und Fertigungsverfahren**

Zum Einsatz kommen hoch- und höchstfeste Mehrphasenstähle u.a. in Struktur-, Fahrwerks- und crashrelevanten Bauteilen, als Blechplatinen, Tailored Blanks (geschweißte Platinen) sowie als flexibel kaltgewalzte Bänder, sogenannte TRB<sup>®</sup>s bzw. Tailored Strips.

Die **T**ailor **R**olled **B**lank Leichtbau-Technologie (TRB<sup>®</sup>) ermöglicht eine signifikante Gewichtsreduktion durch eine belastungsangepasste Blechdicke über die Bauteillänge und/oder Stahlsorte.

In der kontinuierlichen Glühanlage findet eine spezielle Wärmebehandlung zur definierten Gefügeeinstellung statt, wo z.B. durch vergleichsweise weiche Bestandteile, wie Ferrit bzw. bainitischer Ferrit, der Stahl seine geringe Streckgrenze und durch seine harten Bestandteile, wie Martensit bzw. kohlenstoffreichen Bainit, seine Festigkeit erhält.

Üblicherweise werden kaltgewalzte hoch- bis höchstfeste Stahlbänder aus wirtschaftlichen Gründen im Durchlaufglühverfahren rekristallisierend zu gut umformbarem Feinblech geglüht. Abhängig von der Legierungszusammensetzung und dem Bandquerschnitt werden die Prozessparameter, wie Durchlaufgeschwindigkeit, Glühtemperaturen und Abkühlgeschwindigkeit (Kühlgradienten), entsprechend den geforderten mechanisch-technologischen Eigenschaften mit dem dafür notwendigen Gefüge eingestellt.

Zur Einstellung eines Dualphasengefüges wird das gebeizte Warmband in typischen Dicken zwischen 1,50 bis 4,00 mm oder Kaltband in typischen Dicken von 0,50 bis 3,00 mm im Durchlaufglühofen auf eine solche Temperatur aufgeheizt, dass sich während der Rekristallisation und der Abkühlung die geforderte Gefügeausbildung einstellt.

Eine Konstanz der Temperatur ist gerade bei unterschiedlichen Dicken im Übergangsbereich von einem Band zum anderen Band nur schwierig zu erreichen. Dies kann bei Legierungszusammensetzungen mit zu kleinen Prozessfenstern bei der Durchlaufglühung dazu führen, dass z.B. das dünnere Band entweder zu langsam durch den Ofen gefahren wird, wodurch die Produktivität gesenkt wird, oder dass das dickere Band zu schnell durch den Ofen gefahren wird und die notwendigen Glühtemperaturen und Kühlgradienten zur Erreichung des gewünschten Gefüges nicht erreicht werden. Die Folgen sind vermehrter Ausschuss und hohe Fehlleistungskosten.

Aufgeweitete Prozessfenster sind notwendig, damit bei gleichen Prozessparametern die geforderten Bändeigenschaften auch bei größeren Querschnittsänderungen der zu glühenden Bänder möglich sind.

Besonders gravierend wird das Problem eines sehr engen Prozessfensters bei der Glühbehandlung, wenn belastungsoptimierte Bauteile aus Warmband oder Kaltband hergestellt werden sollen, die über die Bandlänge und Bandbreite (z.B. durch flexibles Walzen) variierende Banddicken aufweisen.

Die Herstellung von TRB<sup>®</sup>s mit Mehrphasengefüge ist mit heute bekannten Legierungen und verfügbaren kontinuierlichen Glühanlagen für stark variierende Banddicken allerdings nicht ohne Mehraufwand, wie z.B. einer zusätzlichen Wärmebehandlung vor dem Kaltwalzen (Warmbandweichglühen), möglich. In Bereichen unterschiedlicher Banddicke, d.h. bei Vorliegen unterschiedlicher Kaltabwalzgrade kann aufgrund eines bei den gängigen legierungsspezifisch engen Prozessfenstern auftretenden Temperaturgefälles kein homogenes mehrphasiges Gefüge in kalt- wie auch warmgewalzten Stahlbändern eingestellt werden.

Ein Verfahren zur Herstellung eines Stahlbandes mit unterschiedlicher Dicke über die Bandlänge wird z.B. in der DE 100 37 867 A1 beschrieben.

Wenn aufgrund hoher Korrosionsschutzanforderungen die Oberfläche des Warm- oder Kaltbandes schmelztauchveredelt werden soll, erfolgt die Glühbehandlung üblicherweise in einem dem Schmelztauchbad vorgeschalteten Durchlaufglühofen.

Auch bei Warmband wird fallweise je nach Legierungskonzept das geforderte Gefüge erst bei der Glühbehandlung im Durchlaufglühofen eingestellt, um die geforderten mechanischen Eigenschaften zu realisieren.

Entscheidende Prozessparameter sind somit die Einstellung der Glühtemperatur und der Geschwindigkeit, wie auch der Abkühlgeschwindigkeit (Kühlgradient) 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 das Prozessfenster.

Beim Durchlaufglühen von warm- oder kaltgewalzten Stahlbändern unterschiedlicher Dicke mit den zum Beispiel aus den Offenlegungsschriften EP 2 128 295 A1, oder EP 1 154 028 A1 bekannten Legierungskonzepten für einen Dualphasenstahl besteht das Problem, dass mit diesen Legierungszusammensetzungen zwar die geforderten mechanischen Eigenschaften erfüllt werden, jedoch nur ein enges Prozessfenster für die Glühparameter vorhanden ist, um bei Querschnittssprüngen, z.B. bei Breiten- oder Dickenänderungen, ohne Anpassung der Prozessparameter gleichmäßige mechanische Eigenschaften über die Bandlänge einstellen zu können.

Bei Anwendung der bekannten Legierungskonzepte ist es aufgrund des engen Prozessfensters schon beim Durchlaufglühen unterschiedlich dicker Bänder nur schwer möglich, über die gesamte Bandlänge und Bandbreite gleichmäßige mechanische Eigenschaften zu erreichen.

Bei flexibel gewalzten Kaltbändern aus bekannten Stahllegierungen weisen wegen des zu kleinen Prozessfensters die Bereiche mit geringerer Banddicke aufgrund der Umwandlungsvorgänge bei der Abkühlung entweder zu hohe Festigkeiten durch zu große Martensitanteile auf, oder die Bereiche mit größerer Banddicke 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.

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 unterschiedliche Festigkeitsklassen und/oder Querschnittsbereiche veränderte Legierungskonzepte notwendig sind.

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

Aber auch die Schweißeignung charakterisiert unter anderem durch das Kohlenstoffäquivalent ist eine wichtige Beurteilungsgröße.

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.-%).

Silizium spielt bei der Berechnung des Kohlenstoffäquivalents nur eine untergeordnete Rolle. Dies ist in Bezug auf die Erfindung von entscheidender Bedeutung. Die Absenkung des Kohlenstoffäquivalents durch geringere Gehalte an Kohlenstoff sowie von Mangan soll durch die Anhebung des Silizium-Gehalts kompensiert werden. Somit werden bei gleichen Festigkeiten die Kantenrissunempfindlichkeit sowie die Schweißeignung verbessert.

Ein niedriges Streckgrenzenverhältnis ( $R_e/R_m$ ) in einem Festigkeitsbereich über 750 MPa im Ausgangszustand ist typisch für einen Dualphasenstahl und dient vor allem der Umformbarkeit bei Streck- und Tiefziehvorgängen. Es gibt dem Konstrukteur Auskunft über den Abstand zwischen einsetzender plastischer Deformation und Versagen des Werkstoffes bei quasistatischer Beanspruchung. Dementsprechend stellen niedrigere Streckgrenzenverhältnisse einen größeren Sicherheitsabstand zum Bauteilversagen dar.

Ein höheres Streckgrenzenverhältnis ( $R_e/R_m$ ), wie es für Komplexphasenstähle typisch ist, zeichnet sich auch durch einen hohen Widerstand gegen Kantenrisse aus. Dies lässt sich auf die geringeren Unterschiede in den Festigkeiten und Härten der einzelnen Gefügebestandteile und

das feinere Gefüge zurückführen, was sich günstig auf eine homogene Verformung im Bereich der Schnittkante auswirkt.

Bezüglich der Streckgrenze gibt es in den Normen einen Überlappungsbereich, wie auch beim Streckgrenzenverhältnis ( $R_e/R_m$ ), in dem eine Zuordnung sowohl zu Komplex- als auch zu Dualphasenstählen möglich ist und zu verbesserten Materialeigenschaften führt.

Die analytische Landschaft zur Erreichung von Mehrphasenstählen mit Mindestzugfestigkeiten von 750 MPa im Ausgangszustand ist sehr vielfältig und zeigt sehr große Legierungsbereiche bei den festigkeitssteigernden Elementen Kohlenstoff, Silizium, Mangan, Phosphor, Stickstoff, Aluminium sowie Chrom und/oder Molybdän wie auch in der Zugabe von Mikrolegierungen, wie Titan, Niob, Vanadium und Bor.

Das Abmessungsspektrum in diesem Festigkeitsbereich ist breit und liegt im Dickenbereich von etwa 0,50 bis etwa 4,00 mm für Bänder, die zur Durchlaufglühung vorgesehen sind. Als Vormaterial kann Warmband, kaltnachgewalztes Warmband und Kaltband zum Einsatz kommen. Es finden überwiegend Bänder bis etwa 1600 mm Breite Anwendung, aber auch Spaltbandabmessungen, die durch Längsteilen der Bänder entstehen. Bleche bzw. Tafeln werden durch Querteilen der Bänder gefertigt.

Die zum Beispiel aus den Schriften EP 1 807 544 B1, WO 2011/000351 und EP 2 227 574 B1 bekannten lufthärtbaren Stahlsorten mit Mindestzugfestigkeiten im Ausgangszustand von 800 (LH@800) bzw. 900 MPa (LH@900) in warm- oder kaltgewalzter Ausführung, zeichnen sich besonders durch ihre sehr gute Umformbarkeit im weichen Zustand (Tiefzieheigenschaften) und durch ihre hohe Festigkeit nach der Wärmebehandlung (Vergüten) aus.

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 der Luft bzw. an Schutzgas erfolgt die Ausbildung einer martensitischen Gefügestruktur für ein hochfestes Bauteil.

Das anschließende Anlassen ermöglicht den Abbau von Eigenspannungen im gehärteten Bauteil. Gleichzeitig wird die Härte des Bauteiles so verringert, dass die geforderten Zähigkeitswerte erreicht werden.

Der Erfindung liegt daher die Aufgabe zugrunde, ein neues kostengünstiges Legierungskonzept für einen höchstfesten lufthärtbaren Mehrphasenstahl mit hervorragenden Verarbeitungseigenschaften und mit einer Mindestzugfestigkeit von 750 MPa im Ausgangszustand, längs und quer zur Walzrichtung, vorzugsweise mit einem Dualphasengefüge, zu schaffen, mit dem das Prozessfenster für die Durchlaufglühung von Warm- oder Kaltbändern so erweitert ist, dass neben Bändern mit unterschiedlichen Querschnitten auch Stahlbänder mit über Bandlänge und ggf. Bandbreite variierender Dicke, und den damit entsprechend variierenden Kaltabwalzgraden mit möglichst homogenen mechanisch-technologischen Eigenschaften erzeugt werden können.

Außerdem soll die Schmelztauchveredelung des Stahls gewährleistet sein und ein Verfahren zur Herstellung eines Bandes aus diesem Stahl angegeben werden.

Auch sollen ein ausreichendes Umformvermögen, die HFI-Schweißbarkeit, eine hervorragende allgemeine Schweißbarkeit sowie Schmelztauch- und Anlassbeständigkeit sichergestellt sein.

Nach der Lehre der Erfindung wird diese Aufgabe durch einen Stahl mit folgender chemischen Zusammensetzung in Gew.-% gelöst:

C  $\geq 0,075$  bis  $\leq 0,115$

Si  $\geq 0,600$  bis  $\leq 0,750$

Mn  $\geq 1,000$  bis  $\leq 1,900$

Cr  $\geq 0,200$  bis  $\leq 0,600$

Al  $\geq 0,010$  bis  $\leq 0,060$

N  $\geq 0,0020$  bis  $\leq 0,0120$

S  $\leq 0,0030$

Mo  $\leq 0,200$

Nb  $\geq 0,005$  bis  $\leq 0,040$

Ti  $\geq 0,005$  bis  $\leq 0,030$

B  $\geq 0,0005$  bis  $\leq 0,0030$

Ca  $\geq 0,0005$  bis  $\leq 0,0060$

Cu  $\leq 0,050$

Ni  $\leq 0,050$

Rest Eisen, einschließlich üblicher stahlbegleitender, erschmelzungsbedingter Verunreinigungen, bei dem im Hinblick auf ein möglichst breites Prozessfenster bei der Durchlaufglühung von Warm- oder Kaltbändern aus diesem Stahl, der Summengehalt von Mn+Si+Cr+Mo abhängig von der

erzeugten Banddicke, wie folgt eingestellt ist:

bis 1,00 mm: Summe aus Mn+Si+Cr+Mo  $\geq 2,450$  und  $\leq 2,800\%$

über 1,00 bis 2,00 mm: Summe aus Mn+Si+Cr+Mo  $\geq 2,600$  und  $\leq 3,150\%$

über 2,00: Summe aus Mn+Si+Cr+Mo  $\geq 3,000$  und  $\leq 3,450\%$

Durch die in den Verfahrensansprüchen 28 und 29 beschriebene Möglichkeit einer Schmelztauchveredelung (z.B. Feuerverzinken) von Stahlbänder aus dem erfindungsgemäßen Stahl mit hohen Siliziumgehalten bis 0,750% kann auf eine Zugabe von Vanadium verzichtet werden und der Molybdängehalt für die Sicherstellung der Anlassbeständigkeit gering gehalten werden.

Erfindungsgemäß besteht das Gefüge aus den Hauptphasen Ferrit und Martensit und der die verbesserten mechanische Eigenschaften des Stahls bestimmenden Nebenphase Bainit.

Der erfindungsgemäße Stahl zeichnet sich durch niedrige Kohlenstoffäquivalente aus und ist beim Kohlenstoffäquivalent CEV (IIW) blechdickenabhängig auf die Zugabe von max. 0,60% begrenzt, damit eine hervorragende Schweißbarkeit und die nachfolgend beschriebenen weiteren spezifischen Eigenschaften erzielt werden können. Als vorteilhaft hat sich bei Blechdicken bis 1,00 mm ein CEV(IIW)-Wert von max. 0,50%, bei Blechdicken bis 2,00 mm ein Wert von max. 0,55% und oberhalb von 2,00 mm ein Wert von max. 0,60% herausgestellt.

Durch seine chemische Zusammensetzung lässt sich der erfindungsgemäße Stahl in einem breiten Warmwalzparameterspektrum herstellen, beispielsweise mit Haspeltemperaturen oberhalb der Bainitstarttemperatur (Variante A). Zusätzlich kann durch eine gezielte Prozesssteuerung eine Gefügestruktur eingestellt werden, die es erlaubt, den erfindungsgemäßen Stahl anschließend ohne vorheriges Weichglühen kaltzuwalzen, wobei Kaltwalzgrade zwischen 10 bis 60% pro Kaltwalzdurchgang Anwendung finden.

Der erfindungsgemäße Stahl ist als Vormaterial sehr gut geeignet für eine Schmelztauchveredelung und weist durch die erfindungsgemäß in Abhängigkeit von der zu erzeugenden Banddicke zugegebenen summenbezogenen Menge an Mn, Si, Cr und Mo ein deutlich vergrößertes Prozessfenster im Vergleich zu den bekannten Stählen auf.

Bei Versuchen hat sich überraschend herausgestellt, dass ein breites Prozessfenster mit den geforderten mechanischen Eigenschaften eingehalten werden kann, wenn der Gesamtgehalt von Mn+Si+Cr+Mo blechdickenabhängig eingestellt wird.

Daraus resultiert eine erhöhte Prozesssicherheit beim Durchlaufglühen von Kalt- und Warmband mit Dual- bzw. Mehrphasengefüge. Daher können für durchlaufgeglühte Warm- oder Kaltbänder homogenere mechanisch-technologische Eigenschaften im Band auch bei unterschiedlichen Querschnitten und sonst gleichen Prozessparametern eingestellt werden.

Dies gilt für das Durchlaufglühen aufeinander folgender Bänder mit unterschiedlichen Bandquerschnitten, wie auch für Bänder mit variierender Banddicke über Bandlänge bzw. Bandbreite. Beispielsweise ist damit eine Prozesssierung in ausgewählten Dickenbereichen möglich (z.B. kleiner 1,00 mm Banddicke, 1,00 mm bis 2,00 mm Banddicke und größer 2,00 mm Banddicke).

Werden erfindungsgemäß im Durchlaufglühverfahren höherfeste Warm- oder Kaltbänder aus Mehrphasenstahl mit variierenden Banddicken erzeugt, können daraus vorteilhaft belastungsoptimierte Bauteile hergestellt werden.

Das erfindungsgemäße Stahlband kann als Kalt- und Warmband sowie als kaltnachgewalztes Warmband mittels einer Feuerverzinkungslinie oder einer reinen Durchlaufglühanlage erzeugt werden im dressierten und undressierten, im streckbiegegerichteten und nicht streckbiegegerichteten und auch im wärmebehandelten (überalterten) Zustand.

Mit der erfindungsgemäßen Legierungszusammensetzung können Stahlbänder durch eine interkritische Glühung zwischen  $A_{c1}$  und  $A_{c3}$  bzw. bei einer austenitisierenden Glühung über  $A_{c3}$  mit abschließender gesteuerter Abkühlung erzeugt werden, die zu einem Dual- bzw. Mehrphasengefüge führt.

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

Bei einer Durchlaufglühanlage ohne anschließende Schmelztauchveredelung wird das Band 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 (s.a. Verfahren 1, **Figur 6a**).

Bei einer Wärmebehandlung im Rahmen einer Schmelztauchveredelung gibt es zwei Möglichkeiten der Temperaturführung. Die Kühlung wie oben beschrieben wird 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 (s.a. Verfahren 2, **Figur 6b**).

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 (s.a. Verfahren 3, **Figur 6c**).

Bei 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, Chrom, sowie Niob, Titan und Bor sichert einerseits die geforderten mechanischen Eigenschaften wie Mindestzugfestigkeiten von 750 MPa bei gleichzeitig deutlich verbreitertem Prozessfenster bei der Durchlaufglühung.

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. Die Anteile von Ferrit werden dabei durch erhöhte Anteile von Bainit je nach Prozessparameter mehr oder weniger stark reduziert.

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

Nachfolgend wird die Wirkung der Elemente in der erfindungsgemäßen Legierung näher beschrieben. Begleitelemente sind unvermeidlich und werden im Analysenkonzept hinsichtlich

ihrer Wirkung, wenn notwendig, berücksichtigt.

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.

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.

Wasserstoff wirkt stark versprödet 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. 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.

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

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 versprödeten Wirkung sowie der negativen Auswirkungen auf die Alterungsbeständigkeit wird während der Herstellung so weit wie möglich versucht, den Sauerstoffgehalt zu reduzieren.

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.

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

Phosphor (P) ist ein Spurenelement aus dem Eisenerz und wird im Eisengitter als Substitutionsatom gelöst. Phosphor steigert durch Mischkristallverfestigung die Härte und verbessert die Härbarkeit. 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.

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.

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 versprödet wirkt. Es wird deshalb versucht, einen möglichst geringen Gehalt an Schwefel in der Schmelze, z.B. 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 (z.B. ausgeprägte Martensitzeilen statt verteilter Martensitinseln, anisotropes Werkstoffverhalten, verminderte Bruchdehnung).

Aus vorgenannten Gründen ist der Schwefelgehalt beim erfindungsgemäßen Stahl auf  $\leq 0,0030$  Gew.-%, bzw. optimal auf  $\leq 0,0020$  Gew.-% bzw. auf bei der Stahlherstellung unvermeidbare Mengen begrenzt.

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

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 0,180 Gew.-%, ein Mindestwert ist nicht vorgegeben.

Kohlenstoff wird aufgrund seines vergleichsweise kleinen Atomradius interstitiell im Eisengitter gelöst. Die Löslichkeit beträgt dabei im  $\alpha$ -Eisen maximal 0,02% und im  $\gamma$ -Eisen maximal 2,06%. Kohlenstoff steigert in gelöster Form die Härtebarkeit 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.

Um die Anforderungen z.B. an hohe Lochaufweitung und Biegewinkel zu erfüllen, enthält der erfindungsgemäße Stahl Kohlenstoffgehalte von kleiner gleich 0,115 Gew.-%.

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.

Kohlenstoff bildet zudem Karbide. Eine nahezu in jedem Stahl vorkommende Gefügephase ist der Zementit ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ). Es können sich jedoch auch wesentlich härtere Sonderkarbide mit anderen

Metallen wie zum Beispiel Chrom, Titan, Niob, 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 (d.h. 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:

Materialdicke unter 1,00 mm (C von  $\leq 0,100$  Gew.-%)

Materialdicken zwischen 1,00 bis 2,00 mm ( $C \leq 0,105$  Gew.-%)

Materialdicken über 2,00 mm ( $C \leq 0,115$  Gew.-%).

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 z.B. der von Mangan (0,16 im Vergleich zu 0,87). Seigerungen führen allgemein zu einer zeitlichen Anordnung der Gefügebestandteile, welche die Umformeigenschaften, z.B. die Lochaufweitung und Biegefähigkeit, verschlechtern.

Werkstoffcharakteristisch bewirkt die Zugabe von Silizium eine starke Mischkristallverfestigung. Überschlüssig 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. 10 MPa in der Streckgrenze und ca. 25 MPa in der Zugfestigkeit. Die Bruchdehnung nimmt dabei um etwa 1% 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.

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 somit 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.

Die Zugabe von Silizium in der erfindungsgemäßen Spanne hat zu weiteren im Folgenden beschriebenen überraschenden Effekten geführt. Die oben beschriebene Verzögerung der Karbidbildung könnte z.B. 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 Kornvergrößerung begünstigt, ist eine Mikrolegierung mit Niob, Titan und Bor besonders zweckmäßig, wie auch die gezielte Einstellung des Stickstoffgehaltes im erfindungsgemäßen Stahl.

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 0,600 bis 0,750% Silizium nicht festgestellt werden, wenn die Beizung vorteilhaft mit Salzsäure statt mit Schwefelsäure durchgeführt wird.

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.

Neben der Rekristallisation des walzharten Bandes bewirken die atmosphärischen Bedingungen während der Glühbehandlung in einer kontinuierlichen Schmelztauchbeschichtungsanlage eine Reduktion von Eisenoxid, das sich z.B. beim Kaltwalzen oder infolge der Lagerung bei Raumtemperatur auf der Oberfläche ausbilden kann. Für sauerstoffaffine Legierungsbestandteile, wie z.B. 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.

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. Desweiteren kann durch eine verschlechterte Benetzungsreaktion mit der Folge einer unzureichenden Hemmschichtausbildung die Adhäsion der Zink- bzw. Zinklegierungsschicht auf dem Stahlsubstrat vermindert werden. Die oben genannten Mechanismen können auch bei gebeiztem Warmband bzw. kaltnachgewalztem Warmband zu treffen.

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.

Hierzu ist zunächst sicherzustellen, dass die Bandoberfläche durch eine chemisch-mechanische 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.

Bei einer Anlagenkonfiguration, bei der der Glühprozessschritt ausschließlich in einem Strahlrohrfurnace (radiant tube furnace: RTF) durchgeführt wird (siehe Verfahren 3 in **Figur 6c**), kann die innere Oxidation der Legierungselemente durch Einstellung des Sauerstoffpartialdrucks der Ofenatmosphäre (N<sub>2</sub>-H<sub>2</sub>-Schutzgasatmosphäre) gezielt beeinflusst werden. Der eingestellte Sauerstoffpartialdruck muss dabei nachfolgender Gleichung genügen, wobei die Ofentemperatur zwischen 700 und 950°C liegt.

$$-12 > \text{Log } p_{\text{O}_2} \geq -5 \cdot \text{Si}^{-0.25} - 3 \cdot \text{Mn}^{-0.5} - 0,1 \cdot \text{Cr}^{-0.5} - 7 \cdot (-\ln B)^{0.5}$$

Hierbei bezeichnen Si, Mn, Cr, B die entsprechenden Legierungsanteile im Stahl in Gew.-% und pO<sub>2</sub> den Sauerstoffpartialdruck in mbar.

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 Strahlrohrfurnace besteht (siehe Verfahren 2 in **Figur 6b**), lässt sich die selektive Oxidation der Legierungselemente ebenfalls über die Gasatmosphären der Ofenbereiche beeinflussen.

Über die Verbrennungsreaktion im NOF lassen sich der Sauerstoffpartialdruck und damit das Oxidationspotential für Eisen und die Legierungselemente einstellen. Dieses 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 z.B. durch Reduzierung des CO-Werts unter 4 Vol.-%.

Im nachfolgenden Strahlrohrföfen werden unter N<sub>2</sub>-H<sub>2</sub>-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.

$$-18 > \text{Log } p_{\text{O}_2} \geq -5 \cdot \text{Si}^{-0,3} - 2,2 \cdot \text{Mn}^{-0,35} - 0,1 \cdot \text{Cr}^{-0,4} - 12,5 \cdot (-\ln B)^{0,25}$$

Hierbei bezeichnen Si, Mn, Cr, B die entsprechenden Legierungsanteile im Stahl in Gew.-% und pO<sub>2</sub> den Sauerstoffpartialdruck in mbar.

Im Übergangsbereich zwischen Ofen → Zinkpott (Rüssel) ist der Taupunkt der Gasatmosphäre (N<sub>2</sub>-H<sub>2</sub>-Schutzgasatmosphäre) 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

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.

Wird anstelle der Schmelztauchveredelung (hier z.B. das Feuerverzinken) die Verfahrensrouten über ein kontinuierliches Glühen mit nachfolgender elektrolytischer Verzinkung gewählt (siehe Verfahren 1 in **Figur 6a**), 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.

Um ein möglichst breites Prozessfenster bei der Glühung und eine ausreichende Verzinkbarkeit sicherzustellen, werden der minimale Silizium-Gehalt auf 0,600 Gew.-% und der maximale Silizium-Gehalt auf 0,750 Gew.-% festgelegt.

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  $\alpha$ -/ $\gamma$ -Umwandlung zu niedrigeren Temperaturen.

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

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.

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 (z.B. MnO) und/oder Mn-Mischoxide (z.B. Mn<sub>2</sub>SiO<sub>4</sub>) 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.

Der Mangan-Gehalt wird aus den genannten Gründen auf 1,000 bis 1,900 Gew.-% festgelegt.

Zur Erreichung der geforderten Mindestfestigkeiten ist es vorteilhaft eine banddickenabhängige Differenzierung des Mangangehaltes einzuhalten.

Bei einer Banddicke unter 1,00 mm liegt der Mangan-Gehalt bevorzugt in einem Bereich zwischen  $\geq 1,000$  und  $\leq 1,500$  Gew.-%, bei Banddicken von 1,00 bis 2,00 mm zwischen  $\geq 1,300$  und  $\leq 1,700$

Gew.-% und bei Banddicken über 2,00 mm zwischen  $\geq 1,600$  Gew.-% und  $\leq 1,900$  Gew.-%.

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:

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

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 Härbarkeit 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 (YS) und die Zugfestigkeit (engl. tensile strength, TS) ergeben:

$$YS \text{ (MPa)} = 160,7 + 147,9 [\text{Gew.-%Si}] + 161,1 [\text{Gew.-%Mn}]$$

$$TS \text{ (MPa)} = 324,8 + 189,4 [\text{Gew.-%Si}] + 174,1 [\text{Gew.-%Mn}]$$

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.

Chrom (Cr) kann einerseits in gelöster Form schon in geringen Mengen die Härbarkeit 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 Härbarkeit.

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.

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

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.

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.

Der Chrom-Gehalt wird deshalb auf Gehalte von 0,200 bis 0,600 Gew.-% festgelegt.

Zur Erreichung der geforderten Mindestfestigkeiten ist es vorteilhaft eine banddickenabhängige Differenzierung des Chromgehaltes einzuhalten.

Bei einer Banddicke unter 1,00 mm liegt der Chrom-Gehalt bevorzugt in einem Bereich zwischen  $\geq 0,250$  und  $\leq 0,350$  Gew.-%, bei Banddicken von 1,00 bis 2,00 mm zwischen  $> 0,350$  und  $\leq 0,450$  Gew.-% und bei Banddicken über 2,00 mm zwischen  $> 0,450$  Gew.-% und  $\leq 0,550$  Gew.-%.

Molybdän (Mo): Die Zugabe von Molybdän führt ähnlich wie der 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.

Der Gehalt an Molybdän wird daher auf  $\leq 0,200$  Gew.-% eingestellt. Vorteilhaft sind Bereiche zwischen 0,050 und 0,100 Gew.-%.

Als Kompromiss zwischen den geforderten mechanischen Eigenschaften und Schmelztauchbarkeit hat sich als vorteilhaft für das erfindungsgemäße Legierungskonzept ein Summengehalt von Mo+Cr von  $\leq 0,800$  bzw. optimal  $\leq 0,700$  Gew.-% herausgestellt

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.

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  $\leq 0,050$  Gew.-% festgelegt und somit bis auf bei der Stahlherstellung unvermeidbare Mengen begrenzt.

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  $\leq 0,050$  Gew.-% festgelegt und somit bis auf bei der Stahlherstellung unvermeidbare Mengen begrenzt.

Vanadium (V): Da bei dem vorliegenden Legierungskonzept eine Zugabe von Vanadium nicht notwendig ist, wird der Gehalt an Vanadium bis auf unvermeidbare stahlbegleitende Mengen begrenzt.

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.

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

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.

Der Aluminium-Gehalt wird deshalb auf 0,010 bis maximal 0,060 bzw. optimal auf 0,050 Gew.-% begrenzt und wird zur Beruhigung des Stahles zugegeben.

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.-% bis 0,050 Gew.-% Niob am deutlichsten. Die Ausscheidungen verhindern außerdem das Kornwachstum während der (Teil-) Austenitisierung in der Feuerverzinkung. Oberhalb von 0,040 Gew.-% Niob ist kein zusätzlicher Effekt zu erwarten. Im Hinblick auf die zu erzielende Wirkung von Niob haben sich als vorteilhaft Gehalte von 0,005 Gew.-% bis 0,040 Gew.-% herausgestellt. Optimal sind Gehalte von 0,015 bis 0,035 Gew.-%.

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 bis 0,030 Gew.-% und vorteilhaft im Bereich von 0,005 bis 0,025 Gew.-% Titan erzielt.

Bor (B): Bor ist ein extrem effektives Legierungsmittel zur Härtebarkeitssteigerung, das bereits in sehr geringen Mengen (ab 5 ppm) 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 Austenitkorn Grenzen an. Dort bildet es teilweise Fe-B-Karbide, die kohärent sind und die Korngrenzenenergie herabsetzen. Beide Effekte wirken verzögernd auf die Ferrit- und Perlitbildung und erhöhen somit die Härtebarkeit des Stahls. Zu hohe Gehalte an Bor sind allerdings schädlich, da sich Eisenborid bilden kann, das sich negativ auf die Härtebarkeit, 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.

Aus vorgenannten Gründen wird der Bor-Gehalt für das erfindungsgemäße Legierungskonzept auf Werte von 5 bis 30 ppm festgelegt, optimal von 5 ppm bis 20 ppm.

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 Titanitride und Niob(karbo)nitride erreicht werden. Außerdem wird die Grobkornbildung beim Wiedererwärmen vor dem Warmwalzen unterdrückt.

Erfindungsgemäß wird der N-Gehalt deshalb auf Werte von  $\geq 0,0020$  bis  $\leq 0,0120$  Gew.-% festgelegt.

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

Bei einem Summengehalt von Ti+Nb+B von  $\geq 0,010$  bis  $\leq 0,050$  Gew.-% sollte der Gehalt an Stickstoff auf Werte von  $\geq 20$  bis  $\leq 90$  ppm eingehalten werden. Für einen Summengehalt aus Ti+Nb+B von  $> 0,050$  Gew.-% haben sich Gehalte an Stickstoff von  $\geq 40$  bis  $\leq 120$  ppm als vorteilhaft erwiesen.

Für die Summengehalte an Niob und Titan haben sich Gehalte von  $\leq 0,065$  Gew.-% als vorteilhaft und wegen der prinzipiellen Austauschbarkeit von Niob und Titan bis zu einem minimalen Niobgehalt von 10 ppm sowie aus Kostengründen besonders vorteilhaft von  $\leq 0,055$  Gew.-% erwiesen.

Beim Zusammenspiel der Mikrolegierungselemente Niob sowie Titan mit Bor haben sich Summengehalte von  $\leq 0,070$  Gew.-% als vorteilhaft und besonders vorteilhaft von  $\leq 0,060$  Gew.-% erwiesen. Höhere Gehalte wirken sich nicht mehr verbessernd im Sinne der Erfindung aus.

Als Summengehalte von Ti+Nb+ Mo+B haben sich desweiteren maximale Gehalte von  $\leq 0,175$  Gew.-% aus vorgenannten Gründen erwiesen.

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 zu besseren erfindungsgemäßen Eigenschaften im Endprodukt.

Aus den genannten Gründen wird ein Ca-Gehalt von  $\geq 0,005$  bis  $\leq 0,0060$  Gew.-% und vorteilhaft auf max. 0,0030 Gew.-% eingestellt.

Bei mit dem erfindungsgemäßen Stahl durchgeführten Versuchen wurde herausgefunden, dass bei einer interkritischen Glühung zwischen  $A_{c1}$  und  $A_{c3}$  bzw. einer austenitisierenden Glühung über  $A_{c3}$  mit abschließender gesteuerter Abkühlung ein Dualphasenstahl mit einer Mindestzugfestigkeit von 750 MPa in einer Dicke von 0,50 bis 3,00 mm (beispielsweise für Kaltband) erzeugt werden kann, der sich durch eine ausreichende Toleranz gegenüber Prozessschwankungen auszeichnet.

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

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.

Die Versuche zeigen außerdem, dass die eingestellten Gefügeanteile nach der interkritischen Glühung zwischen  $A_{c1}$  und  $A_{c3}$  bzw. der austenitisierenden Glühung über  $A_{c3}$  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.

Das durchlaufgeglühte und fallweise schmelztauchveredelte Material kann sowohl als Warmband, als auch als kalt nachgewalztes Warmband bzw. Kaltband im dressierten (kaltnachgewalzten) bzw. undressierten Zustand und/oder im streckbiegegerichteten bzw. nicht streckbiegegerichteten Zustand und auch im wärmebehandelten Zustand (Überalterung) gefertigt werden. Dieser Zustand wird im Folgenden als Ausgangszustand bezeichnet.

Stahlbänder, vorliegend als Warmband, kaltnachgewalztes Warmband bzw. Kaltband, aus der erfindungsgemäßen Legierungszusammensetzung, zeichnen sich außerdem bei der Weiterverarbeitung durch eine hohe Kantenrissunempfindlichkeit aus.

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 der Verschnitt minimiert werden.

Um die Kaltwalzbarkeit eines aus dem erfindungsgemäßen Stahl erzeugten Warmbandes zu gewährleisten, wird das Warmband erfindungsgemäß mit Endwalztemperaturen im austenitischen Gebiet oberhalb  $A_{r3}$  und bei Haspeltemperaturen oberhalb der Bainitstarttemperatur erzeugt (Variante A).

Bei Warmband bzw. kaltnachgewalztem Warmband, zum Beispiel mit ca. 10% Kaltwalzgrad wird das Warmband erfindungsgemäß mit Endwalztemperaturen im austenitischen Gebiet oberhalb  $A_{r3}$  und Haspeltemperaturen unterhalb der Bainitstarttemperatur erzeugt (Variante B).

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

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 (optional) sowie Durchlaufglühen, Bauteilfertigung, Vergüten (Lufthärten) und Anlassen (optional) beispielhaft für den erfindungsgemäßen Stahl
- Figur 3:** Chemische Zusammensetzung der untersuchten Stähle
- Figur 4a:** Mechanische Kennwerte (längs zur Walzrichtung) als Zielwerte, luftgehärtet und nicht angelassen
- Figur 4b:** Mechanische Kennwerte (längs zur Walzrichtung) der untersuchten Stähle im Ausgangszustand
- Figur 4c:** Mechanische Kennwerte (längs zur Walzrichtung) der untersuchten Stähle im luftgehärteten, nicht angelassenen Zustand
- Figur 5:** Ergebnisse der Lochaufweitungsversuche nach ISO 16630 und des Plättchenbiegeversuchs nach VDA 238-100 an erfindungsgemäßen Stählen
- Figur 6a:** Verfahren 1, Temperatur-Zeit-Kurven (Glühvarianten schematisch)
- Figur 6b:** Verfahren 2, Temperatur-Zeit-Kurven (Glühvarianten schematisch)
- Figur 6c:** Verfahren 3, Temperatur-Zeit-Kurven (Glühvarianten schematisch)

**Figur 1** zeigt schematisch die Prozesskette für die Herstellung eines Bandes aus dem erfindungsgemäßen Stahl. Dargestellt sind die unterschiedlichen, die Erfindung betreffenden Prozessrouten. Bis zum Warmwalzen (Endwalztemperatur) ist die Prozessroute für alle erfindungsgemäßen Stähle gleich, danach erfolgen je nach den gewünschten Ergebnissen abweichende Prozessrouten. Beispielsweise kann das gebeizte Warmband verzinkt werden oder mit unterschiedlichen Abwalzgraden kaltgewalzt und verzinkt werden. Auch kann weichgeglühtes Warmband bzw. weichgeglühtes Kaltband kaltgewalzt und verzinkt werden.

Es kann Material auch optional ohne Schmelztauchveredelung prozessiert werden, d.h. 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 findet der Härteprozess statt, beim dem erfindungsgemäß an Luft abgekühlt wird. Optional kann eine Anlassstufe die thermische Behandlung des Bauteils abschließen.

**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, Vergütung und optionales Anlassen.

**Figur 3** zeigt in der oberen Tabellenhälfte die chemische Zusammensetzung der untersuchten Stähle. Verglichen wurden erfindungsgemäße Legierungen LH®1000 mit den Referenzgütern LH®800/LH®900.

Gegenüber den Referenzgütern weisen die erfindungsgemäßen Legierungen insbesondere deutlich erhöhte Gehalte an Si, an Nb und Cr und keine Zulegierung von V und geringere Gehalte an Mo auf.

In der unteren Tabellenhälfte der **Figur 3** sind die Summengehalte verschiedener Legierungskomponenten in Gew.-% und das jeweils ermittelte Kohlenstoffäquivalent CEV(IIW) aufgeführt.

**Figur 4** zeigt die mechanischen Kennwerte längs zur Walzrichtung der untersuchten Stähle, mit zu erreichenden Zielkennwerte für den luftgehärteten Zustand (**Figur 4a**), den ermittelten Werten im nicht luftgehärteten Ausgangszustand (**Figur 4b**) und im luftgehärteten Zustand (**Figur 4c**). Die vorgegebenen zu erreichenden Werte werden sicher erreicht.

**Figur 5** zeigt Ergebnisse der Lochaufweitungsversuche nach ISO 16630 (absolute Werte). Dargestellt sind die Ergebnisse der Lochaufweitungsversuche für Variante A (Haspeltemperatur oberhalb Bainitstarttemperatur), jeweils für Verfahren 2 (**Figur 6b**, 2,0 mm, Beispiel 1) und Verfahren 3 (**Figur 6c**, 2,0 mm, Beispiel 2).

Die untersuchten Werkstoffe haben eine Blechdicke von 2,0 mm. Die Ergebnisse gelten für den Test nach ISO 16630.

Das Verfahren 2 entspricht einer Glühung beispielsweise an einer Feuerverzinkung mit kombiniertem direkt befeuerten Ofen und Strahlrohröfen, wie er in **Figur 6b** beschrieben ist.

Das Verfahren 3 entspricht beispielsweise einer Prozessführung in einer Durchlaufglühanlage, wie sie in **Figur 6c** beschrieben ist. Zudem kann hier mittels Induktionsofen ein Wiederaufheizen des Stahls optional direkt vor dem Zinkbad erreicht werden.

Durch die unterschiedlichen erfindungsgemäßen Temperaturführungen innerhalb der genannten Spannbreite ergeben sich voneinander unterschiedliche Kennwerte bzw. auch unterschiedliche Lochaufweitungsergebnisse, sowie Biegewinkel. Prinzipieller Unterschied sind also die Temperatur-Zeit-Parameter bei der Wärmebehandlung und der nachgeschalteten Abkühlung.

Die **Figur 6** zeigt schematisch drei Varianten der erfindungsgemäßen Temperatur-Zeit-Verläufe bei der Glühbehandlung und Abkühlung und jeweils verschiedene Austenitisierungsbedingungen.

Das Verfahren 1 (**Figur 6a**) zeigt die Glühung und Abkühlung vom erzeugten kalt- oder warmgewalzten oder kaltnachgewalztem 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.

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.

Das Verfahren 2 (**Figur 6b**) 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 3 (**Figur 6c**) 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.

Für die industrielle Fertigung für das Feuerverzinken nach Verfahren 2 nach **Figur 6b** und nach Verfahren 3 nach **Figur 6c** mit laborbasierendem Vergütungsprozess stehen die nachfolgenden Beispiele:

Beispiel 1 (Kaltband) (Legierungszusammensetzung in Gew.-%)

Variante A/2,0 mm/Verfahren 2 nach **Figur 6b**

Ein erfindungsgemäßer Stahl mit 0,098% C; 0,712% Si; 1,623% Mn; 0,010% P; 0,001% S; 0,0046% N; 0,044% Al; 0,507% Cr; 0,081% Mo; 0,0181% Ti; 0,0306% Nb; 0,0008% B; 0,0023% Ca nach Verfahren 2 entsprechend **Figur 6b** schmelztauchveredelt, das Material wurde zuvor bei einer Endwalzsolltemperatur von 910°C warmgewalzt und bei einer Haspelsolltemperatur von 650°C mit einer Dicke von 4,09 mm gehaspelt und nach dem Beizen ohne zusätzliche Wärmebehandlung (wie Haubenglühen) kaltgewalzt.

In einem Glüh Simulator wurde ein schmelztauchveredeltes, luftgehärtetes Stahlband mit nachfolgenden Parametern prozessiert.

Glüh Temperatur 870°C

Haltezeit 120 s

Transportzeit max. 5 s (ohne Energiezufuhr)

anschließende Abkühlung an der Luft

Der erfindungsgemäße Stahl besitzt nach der Vergütung ein Gefüge, welches aus Martensit, Bainit und Restaustenit besteht.

Dieser Stahl zeigt nachfolgende Kennwerte nach Lufthärtung (Ausgangswerte in Klammern, unvergüteter Zustand):

- Dehngrenze (Rp0,2)	781 MPa (480 MPa)
- Zugfestigkeit (Rm)	1085 MPa (781 MPa)
- Bruchdehnung (A80)	7,7% (21,1%)
- A5 Dehnung	11,0% (-)
- Bake-Hardening-Index (BH2)	58 MPa
- Lochaufweitungsverhältnis nach ISO 16630	- (42,1%)
- Biegewinkel nach VDA 238-100 (längs, quer)	- (131°/127°)

längs zur Walzrichtung und würde beispielsweise einem LH@1000 entsprechen.

Das Streckgrenzenverhältnis Re/Rm in Längsrichtung lag im Ausgangszustand bei 62%.

Beispiel 2 (Kaltband) (Legierungszusammensetzung in Gew.-%)

Variante B/2,0 mm/Verfahren 3 nach **Figur 6c**

Ein erfindungsgemäßer Stahl mit 0,097% C; 0,665% Si; 1,894% Mn; 0,009% P; 0,001% S; 0,0052% N; 0,043% Al; 0,319% Cr; 0,005% Mo; 0,0159% Ti; 0,0296% Nb; 0,0017% B; 0,0019% Ca nach Verfahren 3 entsprechend **Figur 6c** schmelztauchveredelt, das Material wurde zuvor bei einer Endwalzsolltemperatur von 910°C warmgewalzt und bei einer Haspelsolltemperatur von 650°C mit einer Dicke von 4,09 mm gehaspelt und nach dem Beizen ohne zusätzliche Wärmebehandlung (wie z.B. Haubenglühen) kaltgewalzt.

In einem Glüh Simulator wurde der schmelztauchveredelte Stahl analog eines Vergütungsprozesses (Lufthärten) mit nachfolgenden Parametern prozessiert.

Glüh Temperatur 870°C

Haltezeit 120 s

Transportzeit max. 5 s (ohne Energiezufuhr)

Anschließende Abkühlung an Luft

Der erfindungsgemäße Stahl besitzt nach der Vergütung ein Gefüge, welches aus Martensit, Bainit und Restaustenit besteht.

Dieser Stahl zeigt nachfolgende Kennwerte nach Lufthärtung (Ausgangswerte in Klammern,

unvergüteter Zustand):

- Dehngrenze (Rp0,2)	776 MPa (450 MPa)
- Zugfestigkeit (Rm)	1074 MPa (781 MPa)
- Bruchdehnung (A80)	8,3% (22,3%)
- A5 Dehnung	11,1% (-)
- Bake-Hardening-Index (BH2)	53 MPa
- Lochaufweitungsverhältnis nach ISO 16630	- (35,7%)
- Biegewinkel nach VDA 238-100 (längs, quer)	- (116°/116°)

längs zur Walzrichtung und würde beispielsweise einem LH@1000 entsprechen. Das Streckgrenzenverhältnis Re/Rm in Längsrichtung lag im Ausgangszustand bei 62%.

## Patentansprüche

1. Höchstfester, lufthärtbarer Mehrphasenstahl mit Mindestzugfestigkeiten im nicht luftgehärteten Zustand von 750 MPa mit hervorragenden Verarbeitungseigenschaften bestehend aus den Elementen (Gehalte in Gew.-%):

C  $\geq 0,075$  bis  $\leq 0,115$

Si  $\geq 0,600$  bis  $\leq 0,750$

Mn  $\geq 1,000$  bis  $\leq 1,900$

Cr  $\geq 0,200$  bis  $\leq 0,600$

Al  $\geq 0,010$  bis  $\leq 0,060$

N  $\geq 0,0020$  bis  $\leq 0,0120$

S  $\leq 0,0030$

Mo  $\leq 0,200$

Nb  $\geq 0,005$  bis  $\leq 0,040$

Ti  $\geq 0,005$  bis  $\leq 0,030$

B  $\geq 0,0005$  bis  $\leq 0,0030$

Ca  $\geq 0,0005$  bis  $\leq 0,0060$

Cu  $\leq 0,050$

Ni  $\leq 0,050$

Rest Eisen, einschließlich üblicher stahlbegleitender erschmelzungsbedingter Verunreinigungen, bei dem im Hinblick auf ein möglichst breites Prozessfenster bei der Durchlaufglühung von Warm- oder Kaltbändern aus diesem Stahl der Summengehalt von Mn+Si+Cr+Mo abhängig von der erzeugten Banddicke wie folgt eingestellt ist:

bis 1,00 mm: Summe aus Mn+Si+Cr+Mo  $\geq 2,450$  und  $\leq 2,800$  Gew.-%

über 1,00 bis 2,00 mm: Summe aus Mn+Si+Cr+Mo  $\geq 2,600$  und  $\leq 3,150$  Gew.-%

über 2,00 mm: Summe aus Mn+Si+Cr+Mo  $\geq 3,000$  und  $\leq 3,450$  Gew.-%

2. Stahl nach Anspruch 1  
dadurch gekennzeichnet,  
dass bei Banddicken bis 1,00 mm der C-Gehalt  $\leq 0,100\%$  und das Kohlenstoffäquivalent CEV (IIW)  $\leq 0,50\%$  betragen.

3. Stahl nach Anspruch 1  
dadurch gekennzeichnet,  
dass bei Banddicken über 1,00 bis 2,00 mm der C-Gehalt  $\leq 0,105\%$  und das Kohlenstoffäquivalent CEV(IIW)  $\leq 0,55\%$  betragen.
4. Stahl nach Anspruch 1  
dadurch gekennzeichnet,  
dass bei Banddicken über 2,00 mm der C-Gehalt  $\leq 0,115\%$  und das Kohlenstoffäquivalent CEV(IIW)  $\leq 0,60\%$  betragen.
5. Stahl nach Anspruch 1 und 2  
dadurch gekennzeichnet,  
dass bei Banddicken bis 1,00 mm der Mn-Gehalt  $\geq 1,000$  bis  $\leq 1,500\%$  beträgt.
6. Stahl nach Anspruch 1 und 3 dadurch gekennzeichnet,  
dass bei Banddicken über 1,00 bis 2,00 mm der Mn-Gehalt  $\geq 1,300$  bis  $\leq 1,700\%$  beträgt.
7. Stahl nach Anspruch 1 und 4 dadurch gekennzeichnet,  
dass bei Banddicken über 2,00 mm der Mn-Gehalt  $\geq 1,600$  bis  $\leq 1,900\%$  beträgt.
8. Stahl nach Anspruch 1, 2 und 5  
dadurch gekennzeichnet,  
dass bei Banddicken bis 1,00 mm der Cr-Gehalt  $\geq 0,250$  bis  $\leq 0,350\%$  beträgt.
9. Stahl nach Anspruch 1, 3 und 6  
dadurch gekennzeichnet,  
dass bei Banddicken über 1,00 bis 2,00 mm der Cr-Gehalt  $> 0,350$  bis  $\leq 0,450\%$  beträgt.
10. Stahl nach Anspruch 1, 4 und 7  
dadurch gekennzeichnet,  
dass bei Banddicken über 2,00 mm der Cr-Gehalt  $> 0,450$  bis  $\leq 0,550\%$  beträgt.
11. Stahl nach einem der Ansprüche 1 bis 10  
dadurch gekennzeichnet,

dass bei einer Summe aus Ti+Nb+B von  $\geq 0,010$  bis  $\leq 0,050\%$  der N-Gehalt  $\geq 0,0020$  bis  $\leq 0,0090\%$  beträgt.

12. Stahl nach einem der Ansprüche 1 bis 10

dadurch gekennzeichnet,

dass bei einer Summe aus Ti+Nb+B von  $> 0,050\%$  der N-Gehalt  $\geq 0,0040$  bis  $\leq 0,0120\%$  beträgt.

13. Stahl nach einem der Ansprüche 1 bis 12

dadurch gekennzeichnet,

dass der S-Gehalt  $\leq 0,0020\%$  beträgt.

14. Stahl nach einem der Ansprüche 1 bis 13

dadurch gekennzeichnet,

dass der Mo-Gehalt  $\geq 0,050$  bis  $\leq 0,100\%$  beträgt.

15. Stahl nach einem der Ansprüche 1 bis 14

dadurch gekennzeichnet,

dass die Summe Cr+Mo  $\leq 0,800\%$  beträgt.

16. Stahl nach einem der Ansprüche 1 bis 14

dadurch gekennzeichnet,

dass die Summe Cr+Mo  $\leq 0,700\%$  beträgt.

17. Stahl nach einem der Ansprüche 1 bis 16

dadurch gekennzeichnet,

dass der Nb-Gehalt  $\geq 0,015$  bis  $\leq 0,035\%$  beträgt.

18. Stahl nach einem der Ansprüche 1 bis 17

dadurch gekennzeichnet,

dass der Ti-Gehalt  $\geq 0,005$  bis  $\leq 0,025\%$  beträgt.

19. Stahl nach einem der Ansprüche 1 bis 18

dadurch gekennzeichnet,

dass die Summe Nb+Ti  $\leq 0,065\%$  beträgt.

20. Stahl nach einem der Ansprüche 1 bis 18  
dadurch gekennzeichnet,  
dass die Summe Nb+Ti  $\leq$  0,055% beträgt.
21. Stahl nach einem der Ansprüche 1 bis 20  
dadurch gekennzeichnet,  
dass der B-Gehalt  $\geq$  0,0005 bis  $\leq$  0,0020% beträgt.
22. Stahl nach einem der Ansprüche 1 bis 21  
dadurch gekennzeichnet,  
dass die Summe Ti+Nb+B  $\leq$  0,070% beträgt.
23. Stahl nach einem der Ansprüche 1 bis 21  
dadurch gekennzeichnet,  
dass die Summe Ti+Nb+B  $\leq$  0,060% beträgt.
24. Stahl nach einem der Ansprüche 1 bis 23  
dadurch gekennzeichnet,  
dass die Summe Ti+Nb+B+Mo  $\leq$  0,175% beträgt.
25. Stahl nach einem der Ansprüche 1 bis 24  
dadurch gekennzeichnet,  
dass der Ca-Gehalt  $\leq$  0,0030% beträgt.
26. Stahl nach einem der Ansprüche 1 bis 25  
dadurch gekennzeichnet,  
dass die Zugaben von Silizium und Mangan im Hinblick auf die zu erzielenden  
Festigkeitseigenschaften gemäß der Beziehung:  
YS (MPa) = 160,7 + 147,9 [%Si] + 161,1 [%Mn]  
TS (MPa) = 324,8 + 189,4 [%Si] + 174,1 [%Mn]  
austauschbar sind.
27. Verfahren zur Herstellung eines kalt- oder warmgewalzten Stahlbandes aus einem  
luftvergütbaren Mehrphasenstahl nach einem der Ansprüche 1 bis 26, bei dem das

geforderte Gefüge während einer Durchlaufglühung erzeugt wird, dadurch gekennzeichnet, dass das kalt- oder warmgewalzte 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 die Kühlung mit einer Abkühlgeschwindigkeit zwischen ca. 15 und 100°C/s von der ersten Zwischentemperatur bis auf Raumtemperatur beibehalten wird.

28. Verfahren zur Herstellung eines kalt- oder warmgewalzten Stahlbandes aus einem luftvergütbaren Mehrphasenstahl nach einem der Ansprüche 1 bis 26, bei dem das geforderte Gefüge während einer Durchlaufglühung erzeugt wird dadurch gekennzeichnet, dass bei einer Schmelztauchveredelung nach dem Aufheizen und anschließendem Kühlen die Kühlung vor dem Eintreten in das Schmelzbad angehalten 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.
29. Verfahren zur Herstellung eines kalt- oder warmgewalzten Stahlbandes aus einem luftvergütbaren Mehrphasenstahl nach einem der Ansprüche 1 bis 26, bei dem das geforderte Gefüge während einer Durchlaufglühung erzeugt wird dadurch gekennzeichnet, dass bei einer Schmelztauchveredelung nach dem Aufheizen und anschließendem Kühlen auf die Zwischentemperatur von ca. 200 bis 250°C 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 wird und nach erfolgter Schmelztauchveredelung eine 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.

30. Verfahren nach einem der Ansprüche 25 bis 29

dadurch gekennzeichnet,

dass bei der Durchlaufglühung das Oxidationspotential bei einer Glühung mit einer Anlagenkonfiguration, bestehend aus direkt befeuerten Ofenbereich (NOF) und einem Strahlrohrföfen (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,

$$-18 > \text{Log } p_{\text{O}_2} \geq -5 \cdot \text{Si}^{-0,3} - 2,2 \cdot \text{Mn}^{-0,45} - 0,1 \cdot \text{Cr}^{-0,4} - 12,5 \cdot (-\ln B)^{0,25}$$

wobei Si, Mn, Cr, B die entsprechenden Legierungsanteile im Stahl in Gew.-% und  $p_{\text{O}_2}$  den Sauerstoffpartialdruck in mbar bezeichnen und zur Vermeidung der Oxidation des Bandes direkt vor dem Eintauchen in das Schmelzbad der Taupunkt der Gasatmosphäre bei  $-30^\circ\text{C}$  oder darunter eingestellt wird.

31. Verfahren nach einem der Ansprüche 27 bis 29

dadurch gekennzeichnet,

dass bei einer Glühung nur mit einem Strahlrohrföfen der Sauerstoffpartialdruck der Ofenatmosphäre nachfolgender Gleichung genügt,

$$-12 > \text{Log } p_{\text{O}_2} \geq -5 \cdot \text{Si}^{-0,25} - 3 \cdot \text{Mn}^{-0,5} - 0,1 \cdot \text{Cr}^{-0,5} - 7 \cdot (-\ln B)^{0,5}$$

wobei Si, Mn, Cr, B die entsprechenden Legierungsanteile im Stahl in Gew.-% und  $p_{\text{O}_2}$  den Sauerstoffpartialdruck in mbar bezeichnen und zur Vermeidung der Oxidation des Bandes direkt vor dem Eintauchen in das Schmelzbad der Taupunkt der Gasatmosphäre bei  $-30^\circ\text{C}$  oder darunter eingestellt wird.

32. Verfahren nach einem der Ansprüche 27 bis 31

dadurch gekennzeichnet,

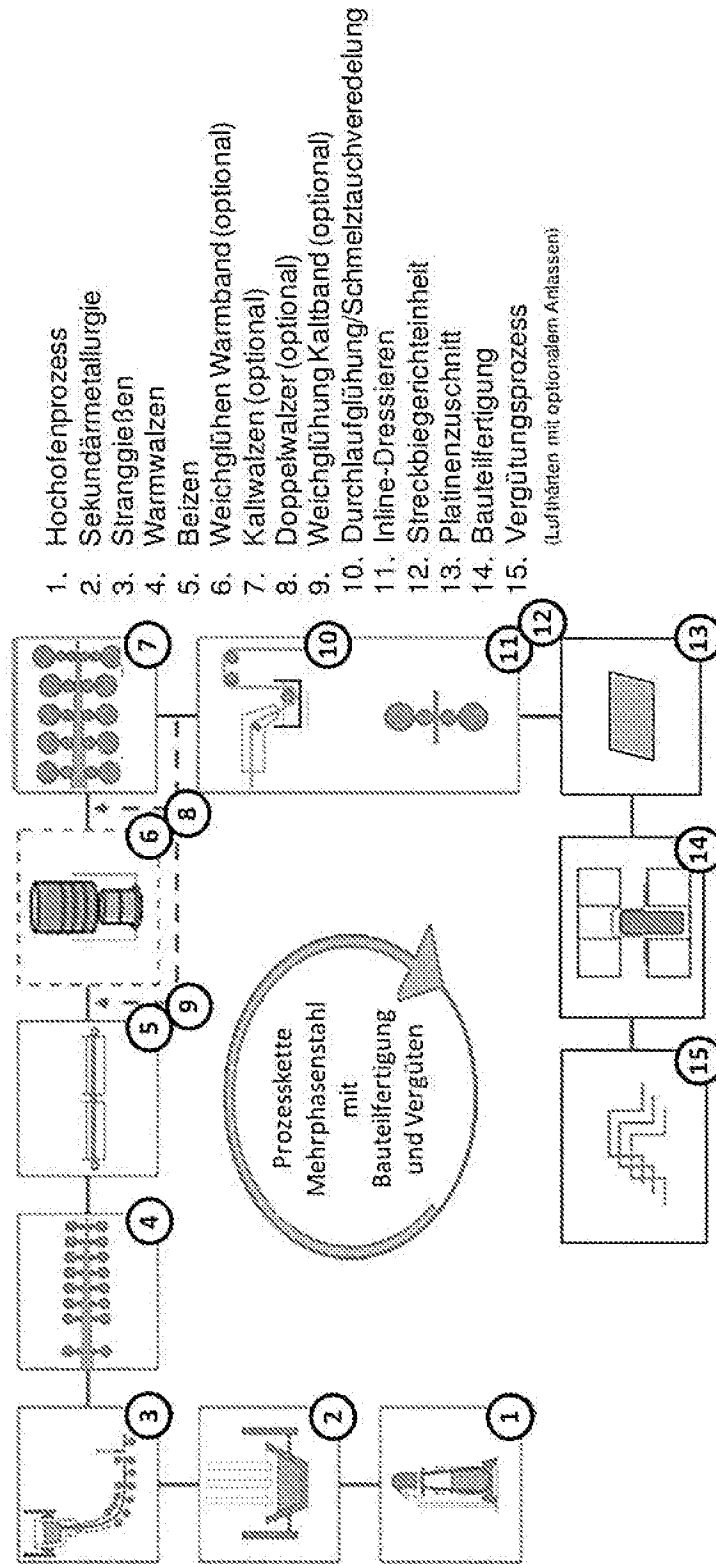
dass bei unterschiedlich dicken Bändern beim Durchlaufglühen vergleichbare Gefügestände und mechanische Kennwerte der Bänder durch Anpassung der Anlagendurchlaufgeschwindigkeit im Zuge der Wärmebehandlung eingestellt werden.

33. Verfahren nach einem der Ansprüche 27 bis 32

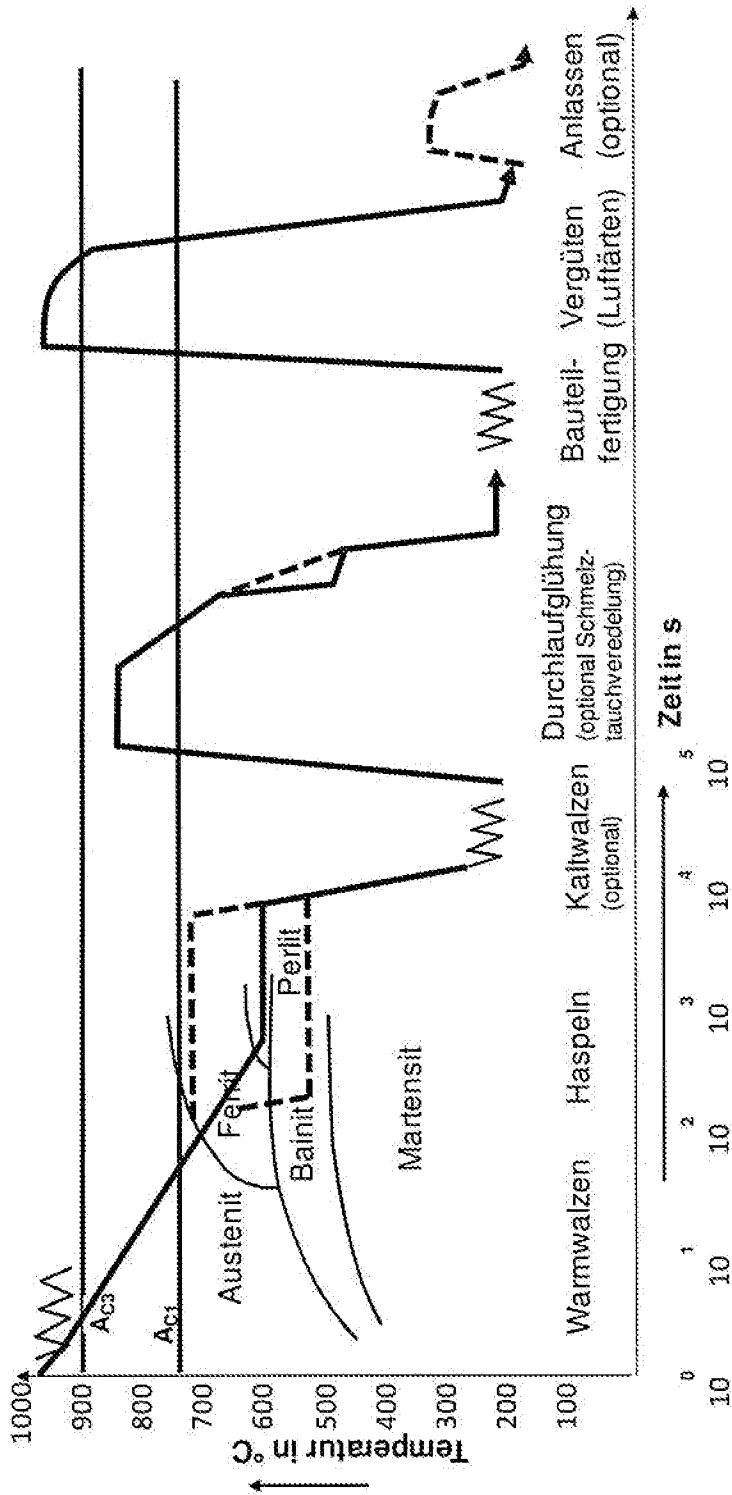
dadurch gekennzeichnet,  
dass das Stahlband im Anschluss an die Wärmebehandlung oder Schmelztauchveredelung dressiert wird.

34. Verfahren nach mindestens einem der Ansprüche 27 bis 33  
dadurch gekennzeichnet,  
dass das Stahlband im Anschluss an die Wärmebehandlung oder Schmelztauchveredelung streckbiegegerichtet wird.
35. Stahlband hergestellt durch das Verfahren nach mindestens einem der Ansprüche 27 bis 34,  
aufweisend einen Mindestlochaufweitungswert nach ISO 16630 von 20% im nicht luftgehärteten Zustand.
36. Stahlband nach Anspruch 35,  
aufweisend einen Mindestlochaufweitungswert nach ISO 16630 von 30% im nicht luftgehärteten Zustand.
37. Stahlband nach Anspruch 35,  
aufweisend einen Mindestbiegewinkel nach VDA 238-100 von 60° in Längsrichtung bzw. Querrichtung im nicht luftgehärteten Zustand.
38. Stahlband nach den Ansprüchen 35 bis 37,  
aufweisend einen Mindestbiegewinkel nach VDA 238-100 von 75° in Längsrichtung bzw. Querrichtung im nicht luftgehärteten Zustand.
39. Stahlband nach den Ansprüchen 35 bis 38,  
aufweisend einen Mindestproduktwert  $R_m \times \alpha$  (Zugfestigkeit x Biegewinkel nach VDA 238-100) von 60000 MPa° im nicht luftgehärteten Zustand.
40. Stahlband nach Anspruch 38,  
aufweisend einen Mindestproduktwert  $R_m \times \alpha$  (Zugfestigkeit x Biegewinkel nach VDA 238-100) von 70000 MPa° im nicht luftgehärteten Zustand.

41. Stahlband nach den Ansprüchen 35 bis 40,  
aufweisend einen Delayed fracture free-Zustand für mindestens 6 Monate unter Erfüllung  
der Anforderungen nach SEP 1970 für Lochzug- und Bügelprobe.



Figur 1: Prozesskette (schematisch) für die Herstellung eines Bandes aus dem erfindungsgemäßen Stahl



Figur 2: Zeit-Temperatur-Verlauf (schematisch) der Prozessschritte Warmwalzen und Kaltwalzen (optional) sowie Durchlaufglühungen, wie auch Bauteilfertigung, Vergüten (Luftärten) und Anlassen (optional) beispielhaft für den erfindungsgemäßen Stahl

Stahllegierung	C %	Si %	Mn %	P %	S %	N %	Al %	Cr %	Mo %	Ti %	V %	Nb %	B %	Ca %
LH800 Referenz	0,091	0,294	1,929	0,011	0,001	0,0069	0,036	0,783	0,224	0,0267	0,072	0,0019	0,0031	0,0010
LH900 Referenz	0,092	0,260	1,889	0,012	0,003	0,0080	0,027	0,750	0,499	0,0250	0,135	0,0020	0,0033	0,0008
LH1000 Erfindung (Beispiel 1)	0,098	0,712	1,623	0,010	0,001	0,0046	0,044	0,507	0,081	0,0181	-	0,0306	0,0008	0,0023
LH1000 Erfindung (Beispiel 2)	0,097	0,665	1,894	0,009	0,001	0,0052	0,043	0,319	0,005	0,0159	-	0,0296	0,0017	0,0019

	CEV(IIW) %	Cr+Mo %	Nb+Ti %	Nb+Ti+B %	Mn+Si+Cr+Mo %	Ti+Nb+Mo+B %
LH@800 Referenz	0,6316	1,007	0,0286	0,0317	3,230	0,3277
LH@900 Referenz	0,6936	1,249	0,0270	0,0303	3,398	0,6613
LH@1000 Erfindung (Beispiel 1)	0,491	0,588	0,0487	0,0495	2,923	0,0572
LH@1000 Erfindung (Beispiel 2)	0,484	0,324	0,0455	0,0472	2,882	0,1375

Figur 3: Chemische Zusammensetzung der untersuchten Stähle

Zielwerte Luftgehärtet -nicht angelassen-	Re MPa	Rm MPa	A5 %
LH@800	600 – 700	800 - 900	≥ 15
LH@900	700 – 800	900 - 1000	≥ 13
LH@1000	800 – 900	1000 - 1100	≥ 11

Figur 4a: Mechanische Kennwerte (längs zur Walzrichtung) als Zielwerte, luftgehärtet und nicht angelassen

Ausgangszustand längs	Dicke mm	Re MPa	Rm MPa	A5 %	A80 %
LH@800 Referenz	2,0	303	479	./.	29,5
LH@900 Referenz	2,0	351	549	./.	26,5
LH@1000 Erfindung (Beispiel 1)	2,0	480	781	./.	21,1
LH@1000 Erfindung (Beispiel 2)	2,0	450	781	./.	22,3

Figur 4b: Mechanische Kennwerte (längs zur Walzrichtung) der untersuchten Stähle im Ausgangszustand

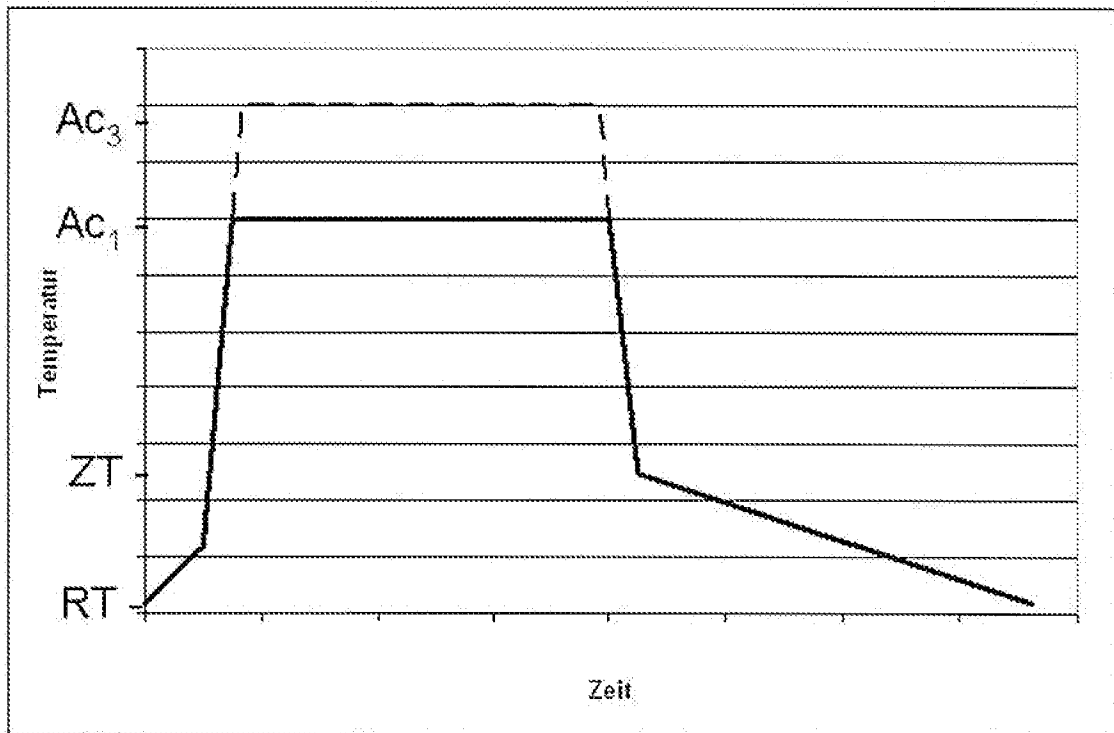
luftgehärtet -nicht angelassen- längs	Dicke e mm	Re <sup>*1)</sup> Mpa	Rm <sup>*1)</sup> MPa	A5 %	A80 %
LH@800 Referenz	2,0	695	882	15,6	6,5
LH@900 Referenz	2,0	755	994	13,7	4,7
LH@1000 Erfindung (Beispiel 1)	2,0	781	1085	11,0	7,7
LH@1000 Erfindung (Beispiel 2)	2,0	776	1074	11,1	8,3

\*1) Beim optionalen Anlassen kann davon ausgegangen werden, dass die Streckgrenze zunimmt und die Zugfestigkeit abnimmt.

**Figur 4c:** Mechanische Kennwerte (längs zur Walzrichtung) der untersuchten Stähle im luftgehärteten, nicht angelassenen Zustand

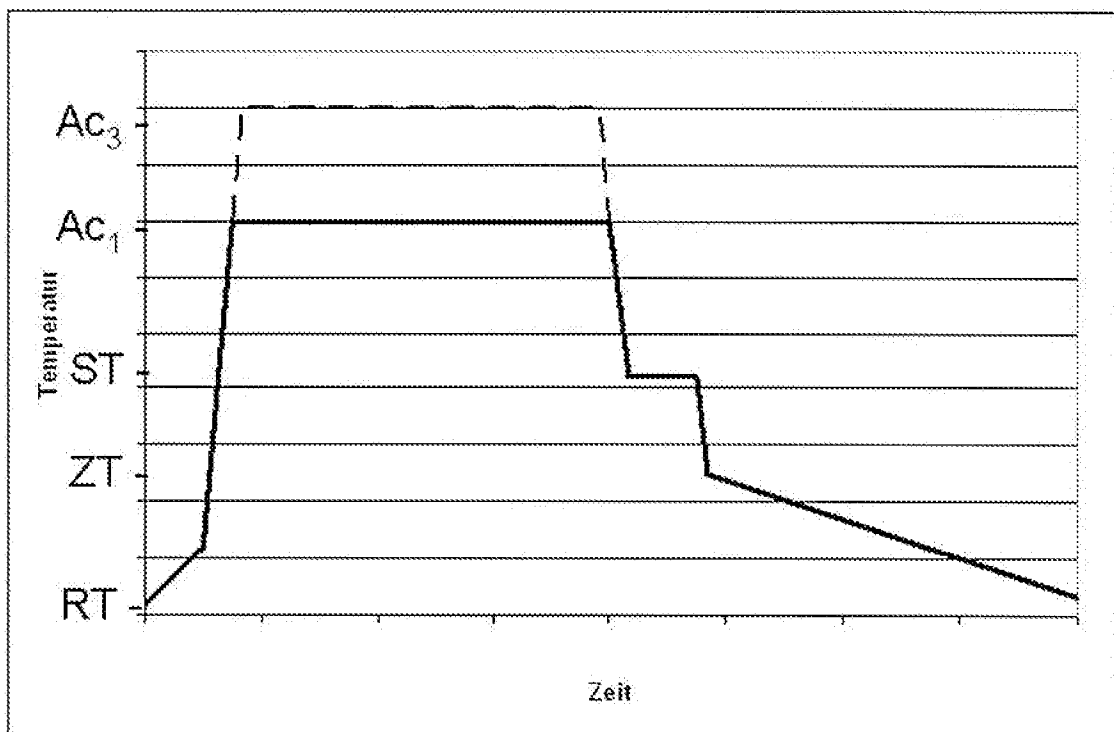
Ausgangszustand	Dicke mm	LAW %	$\alpha$ , längs °	$\alpha$ , quer °	Rm x $\alpha$ , längs MPa °	Rm x $\alpha$ , quer MPa °
LH@1000 Erfindung (Beispiel 1)	2,0	42,1	131	127	102311	99187
LH@1000 Erfindung (Beispiel 2)	2,0	35,7	116	116	90596	90596

**Figur 5:** Ergebnisse der Lochaufweitungsversuche nach ISO 16630 und des Plättchenbiegeversuche nach VDA 238-100 längs und quer zur Walzrichtung) an erfindungsgemäßen Stählen gemäß Figur 3



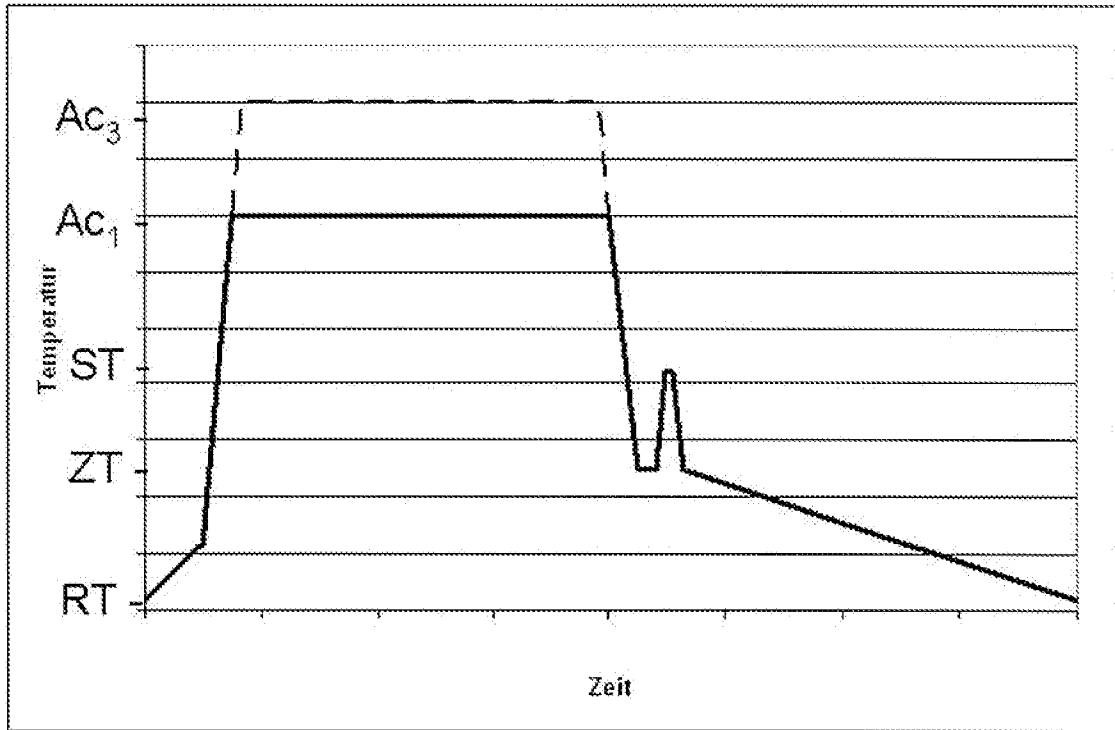
Figur 6a: Verfahren 1, Temperatur-Zeit-Kurven (Glühvarianten schematisch)

(Legende: ZT = Zwischentemperatur, RT = Raumtemperatur)



Figur 6b: Verfahren 2, Temperatur-Zeit-Kurven (Glühvarianten schematisch)

(Legende: ST = Schmelzbadtemperatur, ZT = Zwischentemperatur, RT = Raumtemperatur)



**Figur 6c:** Verfahren 3, Temperatur-Zeit-Kurven (Güßvarianten schematisch)

(Legende: ST = Schmelzbadtemperatur, ZT = Zwischentemperatur, RT = Raumtemperatur)

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No  
PCT/DE2015/100459

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER					
INV.	C21D8/02	C21D9/52	C22C38/26	C22C38/28	C22C38/32
	C22C38/38	C22C38/40	C22C38/42	C22C38/48	C22C38/50
	C22C38/54	C22C38/58			

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED  
Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)  
C22C C21D

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)  
EPO-Internal, WPI Data

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	DE 10 2012 013113 A1 (SALZGITTER FLACHSTAHL GMBH [DE]) 24 December 2013 (2013-12-24) paragraphs [0021], [0023], [0024], [0030], [0032], [0040], [0043], [0049] - [0167], [0178] - [0180], [0184] - [0191] figures 1-8	1-41
Y	DE 10 2012 002079 A1 (SALZGITTER FLACHSTAHL GMBH [DE]) 1 August 2013 (2013-08-01) paragraphs [0001], [0035] - [0156] figures 1-6	1-41
	----- -/--	

Further documents are listed in the continuation of Box C.

See patent family annex.

\* Special categories of cited documents :

"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date	"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)	"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means	"&" document member of the same patent family
"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed	

Date of the actual completion of the international search <b>19 February 2016</b>	Date of mailing of the international search report <b>01/03/2016</b>
--	---

Name and mailing address of the ISA/ European Patent Office, P.B. 5818 Patentlaan 2 NL - 2280 HV Rijswijk Tel. (+31-70) 340-2040, Fax: (+31-70) 340-3016	Authorized officer <b>Stocker, Christian</b>
--	---

## INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No  
PCT/DE2015/100459

C(Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT		
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	EP 1 681 363 A1 (NIPPON STEEL CORP [JP]) 19 July 2006 (2006-07-19) paragraphs [0001], [0013] - [0035], [0053] - [0072], [0077] - [0165] tables 1-9	1-26
X	----- JP 2011 042879 A (JFE STEEL CORP) 3 March 2011 (2011-03-03) abstract tables 1-3 claims 1-4 -----	1-26

## INTERNATIONAL SEARCH REPORT

Information on patent family members

International application No

PCT/DE2015/100459

Patent document cited in search report	Publication date	Patent family member(s)	Publication date
DE 102012013113 A1	24-12-2013	DE 102012013113 A1 EP 2864517 A1 KR 20150023567 A US 2015337408 A1 WO 2013189474 A1	24-12-2013 29-04-2015 05-03-2015 26-11-2015 27-12-2013
DE 102012002079 A1	01-08-2013	DE 102012002079 A1 EP 2809819 A2 KR 20140119152 A US 2015041024 A1 WO 2013113304 A2	01-08-2013 10-12-2014 08-10-2014 12-02-2015 08-08-2013
EP 1681363 A1	19-07-2006	BR PI0414674 A CA 2540762 A1 CA 2747654 A1 CN 1860249 A CN 102011053 A EP 1681363 A1 EP 2309012 A1 ES 2391164 T3 KR 20060096002 A KR 20080035017 A KR 20110018463 A KR 20110028643 A MX PA06003566 A TW I302572 B US 2007029015 A1 US 2011232807 A1 WO 2005031024 A1	28-11-2006 07-04-2005 07-04-2005 08-11-2006 13-04-2011 19-07-2006 13-04-2011 22-11-2012 05-09-2006 22-04-2008 23-02-2011 21-03-2011 14-06-2006 01-11-2008 08-02-2007 29-09-2011 07-04-2005
JP 2011042879 A	03-03-2011	JP 5637530 B2 JP 2011042879 A	10-12-2014 03-03-2011

**INTERNATIONALER RECHERCHENBERICHT**

Internationales Aktenzeichen

PCT/DE2015/100459

<b>A. KLASSIFIZIERUNG DES ANMELDUNGSGEGENSTANDES</b>					
INV.	C21D8/02	C21D9/52	C22C38/26	C22C38/28	C22C38/32
	C22C38/38	C22C38/40	C22C38/42	C22C38/48	C22C38/50
	C22C38/54	C22C38/58			

Nach der Internationalen Patentklassifikation (IPC) oder nach der nationalen Klassifikation und der IPC

<b>B. RECHERCHIERTER GEBIETE</b>
Recherchierter Mindestprüfstoff (Klassifikationssystem und Klassifikationssymbole ) C22C C21D

Recherchierte, aber nicht zum Mindestprüfstoff gehörende Veröffentlichungen, soweit diese unter die recherchierten Gebiete fallen

Während der internationalen Recherche konsultierte elektronische Datenbank (Name der Datenbank und evtl. verwendete Suchbegriffe)  
EPO-Internal, WPI Data

**C. ALS WESENTLICH ANGESEHENE UNTERLAGEN**

Kategorie*	Bezeichnung der Veröffentlichung, soweit erforderlich unter Angabe der in Betracht kommenden Teile	Betr. Anspruch Nr.
Y	DE 10 2012 013113 A1 (SALZGITTER FLACHSTAHL GMBH [DE]) 24. Dezember 2013 (2013-12-24) Absätze [0021], [0023], [0024], [0030], [0032], [0040], [0043], [0049] - [0167], [0178] - [0180], [0184] - [0191] Abbildungen 1-8	1-41
Y	DE 10 2012 002079 A1 (SALZGITTER FLACHSTAHL GMBH [DE]) 1. August 2013 (2013-08-01) Absätze [0001], [0035] - [0156] Abbildungen 1-6	1-41

Weitere Veröffentlichungen sind der Fortsetzung von Feld C zu entnehmen  Siehe Anhang Patentfamilie

- |   |  |
|---|--|
| <ul style="list-style-type: none"> <li>* Besondere Kategorien von angegebenen Veröffentlichungen :</li> <li>"A" Veröffentlichung, die den allgemeinen Stand der Technik definiert, aber nicht als besonders bedeutsam anzusehen ist</li> <li>"E" frühere Anmeldung oder Patent, die bzw. das jedoch erst am oder nach dem internationalen Anmeldedatum veröffentlicht worden ist</li> <li>"L" Veröffentlichung, die geeignet ist, einen Prioritätsanspruch zweifelhaft erscheinen zu lassen, oder durch die das Veröffentlichungsdatum einer anderen im Recherchenbericht genannten Veröffentlichung belegt werden soll oder die aus einem anderen besonderen Grund angegeben ist (wie ausgeführt)</li> <li>"O" Veröffentlichung, die sich auf eine mündliche Offenbarung, eine Benutzung, eine Ausstellung oder andere Maßnahmen bezieht</li> <li>"P" Veröffentlichung, die vor dem internationalen Anmeldedatum, aber nach dem beanspruchten Prioritätsdatum veröffentlicht worden ist</li> </ul> | <ul style="list-style-type: none"> <li>"T" Spätere Veröffentlichung, die nach dem internationalen Anmeldedatum oder dem Prioritätsdatum veröffentlicht worden ist und mit der Anmeldung nicht kollidiert, sondern nur zum Verständnis des der Erfindung zugrundeliegenden Prinzips oder der ihr zugrundeliegenden Theorie angegeben ist</li> <li>"X" Veröffentlichung von besonderer Bedeutung; die beanspruchte Erfindung kann allein aufgrund dieser Veröffentlichung nicht als neu oder auf erfinderischer Tätigkeit beruhend betrachtet werden</li> <li>"Y" Veröffentlichung von besonderer Bedeutung; die beanspruchte Erfindung kann nicht als auf erfinderischer Tätigkeit beruhend betrachtet werden, wenn die Veröffentlichung mit einer oder mehreren Veröffentlichungen dieser Kategorie in Verbindung gebracht wird und diese Verbindung für einen Fachmann naheliegend ist</li> <li>"&amp;" Veröffentlichung, die Mitglied derselben Patentfamilie ist</li> </ul> |
|---|--|

Datum des Abschlusses der internationalen Recherche	Absenddatum des internationalen Recherchenberichts
19. Februar 2016	01/03/2016

Name und Postanschrift der Internationalen Recherchenbehörde Europäisches Patentamt, P.B. 5818 Patentlaan 2 NL - 2280 HV Rijswijk Tel. (+31-70) 340-2040, Fax: (+31-70) 340-3016	Bevollmächtigter Bediensteter  Stocker, Christian
--	---

C. (Fortsetzung) ALS WESENTLICH ANGESEHENE UNTERLAGEN		
Kategorie*	Bezeichnung der Veröffentlichung, soweit erforderlich unter Angabe der in Betracht kommenden Teile	Betr. Anspruch Nr.
X	EP 1 681 363 A1 (NIPPON STEEL CORP [JP]) 19. Juli 2006 (2006-07-19) Absätze [0001], [0013] - [0035], [0053] - [0072], [0077] - [0165] Tabellen 1-9 -----	1-26
X	JP 2011 042879 A (JFE STEEL CORP) 3. März 2011 (2011-03-03) Zusammenfassung Tabellen 1-3 Ansprüche 1-4 -----	1-26

## INTERNATIONALER RECHERCHENBERICHT

Angaben zu Veröffentlichungen, die zur selben Patentfamilie gehören

Internationales Aktenzeichen

PCT/DE2015/100459

Im Recherchenbericht angeführtes Patentdokument	Datum der Veröffentlichung	Mitglied(er) der Patentfamilie	Datum der Veröffentlichung
DE 102012013113 A1	24-12-2013	DE 102012013113 A1	24-12-2013
		EP 2864517 A1	29-04-2015
		KR 20150023567 A	05-03-2015
		US 2015337408 A1	26-11-2015
		WO 2013189474 A1	27-12-2013
-----			
DE 102012002079 A1	01-08-2013	DE 102012002079 A1	01-08-2013
		EP 2809819 A2	10-12-2014
		KR 20140119152 A	08-10-2014
		US 2015041024 A1	12-02-2015
		WO 2013113304 A2	08-08-2013
-----			
EP 1681363 A1	19-07-2006	BR PI0414674 A	28-11-2006
		CA 2540762 A1	07-04-2005
		CA 2747654 A1	07-04-2005
		CN 1860249 A	08-11-2006
		CN 102011053 A	13-04-2011
		EP 1681363 A1	19-07-2006
		EP 2309012 A1	13-04-2011
		ES 2391164 T3	22-11-2012
		KR 20060096002 A	05-09-2006
		KR 20080035017 A	22-04-2008
		KR 20110018463 A	23-02-2011
		KR 20110028643 A	21-03-2011
		MX PA06003566 A	14-06-2006
		TW I302572 B	01-11-2008
		US 2007029015 A1	08-02-2007
		US 2011232807 A1	29-09-2011
		WO 2005031024 A1	07-04-2005
-----			
JP 2011042879 A	03-03-2011	JP 5637530 B2	10-12-2014
		JP 2011042879 A	03-03-2011
-----			