



(11)

EP 2 864 517 B1

(12)

EUROPÄISCHE PATENTSCHRIFT

(45) Veröffentlichungstag und Bekanntmachung des Hinweises auf die Patenterteilung:
22.01.2020 Patentblatt 2020/04

(21) Anmeldenummer: **13732078.4**

(22) Anmeldetag: **24.05.2013**

(51) Int Cl.:

C21D 1/74 (2006.01)	C21D 8/02 (2006.01)
C21D 11/00 (2006.01)	C21D 6/00 (2006.01)
C21D 9/52 (2006.01)	C22C 1/02 (2006.01)
C22C 38/00 (2006.01)	C22C 38/22 (2006.01)
C23C 2/06 (2006.01)	C22C 38/26 (2006.01)
C21D 1/84 (2006.01)	C22C 38/04 (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01)	C22C 38/38 (2006.01)
C22C 38/02 (2006.01)	C22C 38/18 (2006.01)

(86) Internationale Anmeldenummer:
PCT/DE2013/000299

(87) Internationale Veröffentlichungsnummer:
WO 2013/189474 (27.12.2013 Gazette 2013/52)

(54) **HOCHFESTER MEHRPHASENSTAHL UND VERFAHREN ZUR HERSTELLUNG EINES BANDES AUS DIESEM STAHL MIT EINER MINDESTZUGFESTIGKEIT VON 580MPA**

HIGH-STRENGTH MULTIPHASE STEEL AND METHOD FOR PRODUCING A STRIP MADE FROM THIS STEEL WITH A MINIMUM TENSILE STRENGTH OF 580 MPA

ACIER MULTIPHASE À HAUTE RÉSISTANCE ET PROCÉDÉ POUR LA FABRICATION D'UNE BANDE FAITE DE CET ACIER PRÉSENTANT UNE RÉSISTANCE À LA TRACTION MINIMALE DE 580 MPA

(84) Benannte Vertragsstaaten:
AL AT BE BG CH CY CZ DE DK EE ES FI FR GB GR HR HU IE IS IT LI LT LU LV MC MK MT NL NO PL PT RO RS SE SI SK SM TR

(30) Priorität: **22.06.2012 DE 102012013113**

(43) Veröffentlichungstag der Anmeldung:
29.04.2015 Patentblatt 2015/18

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

(72) Erfinder:

- **SCHULZ, Thomas**
38259 Salzgitter (DE)
- **BECHTOLD, Marion**
38104 Braunschweig (DE)
- **KWIATON, Norbert**
38259 Salzgitter (DE)
- **GEORGIEW, Alexander**
38304 Wolfenbüttel (DE)

(74) Vertreter: **Meissner, Peter E.**
Meissner & Meissner
Patentanwaltsbüro
Hohenzollerndamm 89
14199 Berlin (DE)

(56) Entgegenhaltungen:

WO-A2-2013/113304 DE-C1- 10 161 465
JP-A- H11 293 396 JP-A- 2005 290 477
US-A1- 2010 003 161

- **SIODLAK D ET AL: "Modelling of the mechanical properties of low alloyed multiphase steels with retained austenite taking into account strain-induced transformation", STEEL RESEARCH INTERNATIONAL, VERLAG STAHLISEN GMBH., DUSSELDORF, DE, Bd. 79, Nr. 10, 31. Oktober 2008 (2008-10-31), Seiten 776-783, XP001518214, ISSN: 1611-3683, DOI: 10.2374/SRI08SP033**
- **PECKNER DET AL: "HANDBOOK OF STAINLESS STEELS, PASSAGE", HANDBOOK OF STAINLESS STEELS, XX, XX, 31. Januar 1977 (1977-01-31), Seite 14.02, XP002053955,**

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

EP 2 864 517 B1

Beschreibung

[0001] Die Erfindung betrifft einen hochfesten Mehrphasenstahl gemäß dem Oberbegriff des Anspruchs 1.

[0002] Des Weiteren betrifft die Erfindung ein Verfahren zur Herstellung eines warm- und/oder kaltgewalzten Bandes aus einem solchen Stahl gemäß Patentanspruch 6.

[0003] Insbesondere betrifft die Erfindung Stähle mit einer Zugfestigkeit im Bereich von mindestens 580MPa bis maximal 700MPa mit niedrigen Streckgrenzenverhältnissen von unter 66% zur Herstellung von Bauteilen, die eine hervorragende Umformbarkeit und verbesserte Schweiß Eigenschaften aufweisen.

[0004] Der heiß umkämpfte Automobilmarkt zwingt die Hersteller ständig nach Lösungen zur Senkung des Flottenverbrauches unter Beibehaltung eines größtmöglichen Komforts und Insassenschutzes zu suchen. Dabei spielt einerseits die Gewichtsersparnis aller Fahrzeugkomponenten eine entscheidende Rolle andererseits aber auch ein möglichst günstiges Verhalten der einzelnen Bauteile bei hoher statischer und dynamischer Beanspruchung im Betrieb wie auch im Crashfall. Dieser Notwendigkeit versuchen die Vormaterial-Lieferanten dadurch Rechnung zu tragen, dass durch die Bereitstellung hochfester bis höchstfester Stähle und die Verringerung der Blechdicke das Gewicht der Fahrzeuge reduziert werden kann bei gleichzeitig verbessertem Umform- und Bauteilverhalten bei der Fertigung und im Betrieb.

[0005] Hochfeste bis höchstfeste Stähle ermöglichen leichtere Fahrzeugkomponenten, damit verbunden ist ein geringerer Kraftstoffverbrauch und eine geringere Umweltbelastung durch den reduzierten CO₂-Anteil.

[0006] Diese Stähle müssen daher vergleichsweise hohen Anforderungen hinsichtlich ihrer Festigkeit und Duktilität, Energieaufnahme und bei ihrer Verarbeitung, wie beispielsweise beim Stanzen, Warm- und Kaltumformen, Schweißen und/oder einer Oberflächenbehandlung, z.B. einer metallischen Veredelung, organischen Beschichtung, oder Lackierung, genügen.

[0007] Neu entwickelte Stähle müssen sich daher der verlangten Gewichtsreduzierung, den zunehmenden Materialanforderungen an Dehngrenze, Zugfestigkeit, Verfestigungsverhalten und Bruchdehnung bei guter Umformbarkeit stellen wie auch den Bauteilanforderungen nach hoher Zähigkeit, Kantenrissunempfindlichkeit, Energieabsorption sowie Verfestigungsvermögen und dem Bake-Hardening-Effekt aber auch einer verbesserten Fügeignung in Form von z.B. besserer Schweißbarkeit.

[0008] Verbesserte Kantenrissunempfindlichkeit bedeutet erhöhtes Lochaufweitungsvermögen bei der Umformung und ist durch Synonyme, wie Low Edge Crack (LEC) beschrieben bzw. als High Hole Expansion (HHE) bekannt.

[0009] Verbesserte Schweißbarkeit wird u.a. durch ein abgesenktes Kohlenstoffäquivalent erreicht. Dafür stehen Synonyme wie unterperitektisch (UP) bzw. das bereits bekannte Low Carbon Equivalent (LCE).

[0010] Mit dem erfindungsgemäßen Stahl ist auch das Ziel verbunden, die im Automobilbau verwendeten Stähle (z.B. mikrolegierte LA-Stähle bzw. LAD-Stähle) in ihrer Dicke bauteilspezifisch zu verringern, um damit Gewicht einzusparen.

[0011] Für eine solche Blechdickenverringerung muss ein hochfester Stahl, z.B. Dualphasenstahl (DP), verwendet werden, um ausreichende Festigkeit der Kraftfahrzeugbauteile sicherzustellen.

[0012] Im Fahrzeugbau finden daher zunehmend Dualphasenstähle Anwendung, die aus einem ferritischen Grundgefüge bestehen, in das eine martensitische Zweitphase und möglicherweise eine weitere Phase mit Bainit und Restaustenit eingelagert ist. Der Bainit kann in unterschiedlichen Erscheinungsformen vorliegen.

[0013] Die spezifischen Materialeigenschaften der Dualphasenstähle, wie z.B. niedriges Streckgrenzenverhältnis bei gleichzeitig sehr hoher Zugfestigkeit, starke Kaltverfestigung und gute Kaltumformbarkeit, sind hinreichend bekannt.

[0014] Mehrphasenstähle finden immer mehr Anwendung, z.B. Complexphasenstähle, ferritisch-bainitische Stähle, bainitische Stähle, martensitische Stähle, TRIP-Stähle, sowie die vorher beschriebenen Dualphasenstähle, die durch unterschiedliche Gefügezusammensetzungen charakterisiert sind, wie in der EN 10346 (Norm der europäischen Stahlhersteller) bzw. VDA239-100 (Norm eines automobilen Stahlanwenders) und hier nachfolgend beschrieben.

[0015] Complexphasenstähle sind Stähle, die kleine Anteile von Martensit, Restaustenit und/oder Perlit in einem ferritisch/bainitischen Grundgefüge enthalten, wobei durch eine verzögerte Rekristallisation oder durch Ausscheidungen von Mikrolegierungselementen eine extreme Kornfeinung bewirkt wird.

[0016] Ferritisch-bainitische Stähle sind Stähle, die Bainit oder verfestigten Bainit in einer Matrix aus Ferrit und/oder verfestigtem Ferrit enthalten.

[0017] Die Festigkeit der Matrix wird durch eine hohe Versetzungsdichte, durch Kornfeinung und die Ausscheidung von Mikrolegierungselementen bewirkt.

[0018] Bainitische Stähle sind 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. Vereinzelt können geringe Anteile anderer Phasen, wie z.B. Martensit und Ferrit, enthalten sein.

[0019] Martensitische Stähle sind 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.

[0020] Dualphasenstähle sind Stähle mit einem ferritischen Grundgefüge, in dem eine martensitische Zweitphase inselförmig eingelagert ist, möglicherweise auch mit Bainit als Zweitphase. Bei hoher Zugfestigkeit zeigen Dualphasenstähle ein niedriges Streckgrenzenverhältnis und eine starke Kaltverfestigung.

[0021] TRIP-Stähle sind Stähle mit einem überwiegend ferritischen Grundgefüge, in dem 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.

[0022] Zum Einsatz kommen diese Mehrphasenstähle u.a. in Struktur-, Fahrwerks- und crashrelevanten Bauteilen, als Blechplatinen, Tailored Blanks (geschweißte Platinen) sowie als flexibel kaltgewalzte Bänder, sogenannte TRB's.

[0023] Die **T**ailor **R**olled **B**lank Leichtbau-Technologie (TRB®) ermöglicht eine signifikante Gewichtsreduktion durch eine belastungsangepasste Blechdicke über die Bauteillänge und/oder Stahlsorte.

[0024] 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.

[0025] Üblicherweise werden kaltgewalzte hochfeste 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.

[0026] Zur Einstellung eines Dualphasengefüges wird das ungebeizte bzw. gebeizte Warmband in typischen Dicken zwischen 1,50 bis 4,00mm oder Kaltband in typischen Dicken von 0,50 bis 3,00mm im Durchlaufglühofen auf eine solche Temperatur aufgeheizt, dass sich während der Abkühlung die geforderte Gefügebildung einstellt. Gleiches gilt für die Einstellung eines Stahls mit Complexphasengefüge, martensitischem, ferritisch-bainitischem sowie rein bainitischem Gefüge.

[0027] 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.

[0028] Aufgeweitete Prozessfenster sind notwendig, damit bei gleichen Prozessparametern die geforderten Bändereigenschaften auch bei größeren Querschnittsänderungen der zu glühenden Bänder möglich sind.

[0029] 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 flexible Walzen) variierende Banddicken aufweisen.

[0030] Die Herstellung von TRB'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, 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.

[0031] Ein Verfahren zur Herstellung eines Stahlbandes mit unterschiedlicher Dicke über die Bandlänge wird z.B. in der DE 100 37 867 A1 beschrieben.

[0032] Wenn aufgrund hoher Korrosionsschutzanforderungen die Oberfläche des Warm- oder Kaltbandes schmelztauchverzinkt werden soll, erfolgt die Glühbehandlung üblicherweise in einem dem Verzinkungsbad vorgeschalteten Durchlaufglühofen.

[0033] Auch beim Warmband wird fallweise je nach Legierungskonzept das geforderte Gefüge erst bei der Glühbehandlung im Durchlaufofen eingestellt, um die geforderten mechanischen Eigenschaften zu realisieren.

[0034] Entscheidende Prozessparameter sind somit die Einstellung der Glühtemperaturen 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 somit das Prozessfenster.

[0035] Beim Durchlaufglühen von warm- oder kaltgewalzten Stahlbändern unterschiedlicher Dicke mit dem z.B. aus der DE 196 10 675 C1 bekannten Legierungskonzept für einen Mehrphasenstahl besteht das Problem, dass mit der dort getesteten Legierungszusammensetzung zwar die geforderten mechanischen Eigenschaften erfüllt werden, es ist aber nur ein enges Prozessfenster für die Glühparameter vorhanden, um bei Querschnittssprüngen ohne Anpassung der Prozessparameter gleichmäßige mechanische Eigenschaften über die Bandlänge einstellen zu können.

[0036] Zudem besteht ein weiterer Nachteil darin, dass die sehr hohen Al-Gehalte von 0,4 bis 2,5% die Stahlherstellung

über konventionelles Stranggießen durch die Gefahr des Cloggings während der Pfannenbehandlung und der unkontrollierten Reaktion mit dem Gießpulver während der Erstarrung negativ beeinflussen.

[0037] Bei Anwendung der bekannten Legierungskonzepte für die Gruppe der Mehrphasenstähle ist es aufgrund des engen Prozessfensters schon beim Durchlaufglühen unterschiedlich dicker Bänder nur schwer möglich, über die gesamte Bandlänge und Bandbreite gleichmäßige mechanische Eigenschaften zu erreichen.

[0038] Bei flexibel gewalzten Kaltbändern aus Mehrphasenstählen bekannter Zusammensetzungen 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.

[0039] Das Ziel, die resultierenden mechanisch-technologischen Eigenschaften in einem engen Bereich über Bandbreite und Bandlänge durch die gesteuerte Einstellung der Volumenanteile der Gefügephasen zu erreichen, hat oberste Priorität und ist deshalb nur durch ein vergrößertes Prozessfenster möglich. Die bekannten Legierungskonzepte für Mehrphasenstähle 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.

[0040] Stand der Technik ist, dass eine Zunahme der Festigkeit durch das mengenmäßige Steigern von Kohlenstoff und/oder Silizium und/oder Mangan und eine Zunahme der Festigkeit über die Gefügeeinstellungen und die Mischkristallverfestigung (Mischkristallhärtung) bei angepasster Temperaturführung erreicht wird.

[0041] Durch die Mengensteigerung der vorgenannten Elemente verschlechtern sich jedoch zunehmend die Materialverarbeitungseigenschaften, beispielsweise beim Schweißen, Umformen und Schmelztauchveredeln, aber auch die industrielle Herstellung in allen Prozessstufen, wie Stahlerzeugung, Warmwalzen, Beizen, Kaltwalzen und Wärmebehandlung mit/ohne Schmelztauchveredelung, stellt größere Anforderungen an die einzelnen Anlagen.

[0042] Bei der Stahlherstellung zeigt sich allerdings auch ein Trend zur Reduzierung des Kohlenstoffäquivalents, um eine verbesserte Kaltverarbeitung sowie bessere Gebrauchseigenschaften zu erreichen.

[0043] Zur Beschreibung und Quantifizierung der Kaltverarbeitung, insbesondere des Kantenrissverhaltens, findet der Lochaufweitungstest nach ISO 11630 als ein von mehreren möglichen Prüfverfahren Anwendung.

[0044] Aber auch die Schweißseignung, charakterisiert durch das Kohlenstoffäquivalent, rückt weiter in den Fokus.

[0045] Beispielsweise werden in den nachfolgenden Kohlenstoffäquivalenten (s. **Figur 3**)

$$\text{CEV} = \text{C} + \text{Mn}/6 + (\text{Cu} + \text{Ni})/15 + (\text{Cr} + \text{Mo} + \text{V})/5$$

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

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

die charakteristischen Standardelemente, wie Kohlenstoff und Mangan, sowie Chrom bzw. Molybdän und Vanadium berücksichtigt.

[0046] Silizium spielt bei der Berechnung des Kohlenstoffäquivalents eine untergeordnete Rolle. Dies ist in Bezug auf die Erfindung von entscheidender Bedeutung. Die Absenkung des Kohlenstoffäquivalents durch geringere Gehalte an Kohlenstoff und Mangan soll durch die Anhebung des Silizium-Gehalts kompensiert werden. Somit werden bei gleichen Festigkeiten die Kantenrissunempfindlichkeit sowie die Schweißseignung verbessert.

[0047] Ein niedriges Streckgrenzenverhältnis (R_e/R_m) 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.

[0048] Ein höheres Streckgrenzenverhältnis (R_e/R_m), wie es für Komplexphasenstähle typisch ist, zeichnet sich auch durch den Widerstand gegen Kantenrisse aus. Dies lässt sich auf die geringeren Unterschiede in den Festigkeiten der einzelnen Gefügebestandteile zurückführen, was sich günstig auf eine homogene Verformung im Bereich der Schnittkante auswirkt.

[0049] Die analytische Landschaft zur Erreichung von Mehrphasenstählen mit Mindestzugfestigkeiten von 580MPa ist sehr vielfältig und zeigt sehr große Legierungsbereiche bei den festigkeitssteigernden Elementen Kohlenstoff, Silizium,

Mangan, Phosphor, Aluminium sowie Chrom und/oder Molybdän, wie auch in der Zugabe von Mikrolegierungen, wie Titan, Niob, Vanadium und/oder Bor, sowie in den materialcharakterisierenden Eigenschaften.

[0050] Das Abmessungsspektrum ist breit und liegt im Dickenbereich von etwa 0,50 bis 4,00mm. Es finden überwiegend Bänder bis etwa 1850mm Anwendung, aber auch Spaltbandabmessungen, die durch Längsteilen der Bänder entstehen. Bleche bzw. Tafeln werden durch Querteilen der Bänder gefertigt.

[0051] Der Erfindung liegt daher die Aufgabe zugrunde, ein neues Legierungskonzept für einen hochfesten Mehrphasenstahl mit einer Mindestzugfestigkeit von 580MPa bis 700MPa längs und quer zur Walzrichtung, vorzugsweise mit einem Dualphasengefüge und einem Streckgrenzenverhältnis von weniger als 66%, zu schaffen, mit dem das Prozessfenster für die Durchlaufglühung von Warm- oder Kaltbändern so erweitert werden kann, 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 Feuerverzinkbarkeit des Stahls gewährleistet sein und ein Verfahren zur Herstellung eines aus diesem Stahl hergestellten Bandes angegeben werden.

[0052] Nach der Lehre der Erfindung wird diese Aufgabe gelöst durch einen Stahl mit folgenden Gehalten in Gewichts-%:

C	0,075 bis $\leq 0,105$
Si	0,600 bis $\leq 0,800$
Mn	1,000 bis $\leq 2,250$
Cr	0,280 bis $\leq 0,480$
Al	0,010 bis $\leq 0,060$
P	$\leq 0,020$
N	$\leq 0,0100$
S	$\leq 0,0150$

[0053] Rest Eisen und erschmelzungsbedingte Verunreinigungen, mit der nachfolgend beschriebenen Banddickenabhängigkeit.

[0054] Ein Stahl mit sich teilweise überlappenden Gehalten ist aus der DE 10161465 bekannt.

[0055] Der erfindungsgemäße Stahl ist sehr gut geeignet für eine Schmelztauchveredelung und weist ein deutlich vergrößertes Prozessfenster im Vergleich zu den bekannten Stählen auf. 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.

[0056] 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 Prozessierung in ausgewählten Dickenbereichen möglich (z.B. kleiner 1mm Banddicke, 1 bis 2mm Banddicke und 2 bis 4mm Banddicke).

[0057] Werden erfindungsgemäß im Durchlaufglühverfahren erzeugte höherfeste Warm- oder Kaltbänder aus Mehrphasenstahl mit variierenden Banddicken erzeugt, können aus diesem Material vorteilhaft belastungsoptimierte Bauteile umformtechnisch hergestellt werden.

[0058] Das erzeugte Material kann sowohl als Kalt- wie auch als Warmband über eine Feuerverzinkungslinie oder eine reine Durchlaufglühanlage erzeugt werden im dressierten und undressierten, im streckbiegegerichteten und nicht streckbiegegerichteten und auch im wärmebehandelten Zustand (Zwischenglühen).

[0059] 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.

[0060] Als vorteilhaft haben sich Glühtemperaturen von etwa 700 bis 950°C herausgestellt. Abhängig von dem Gesamtprozess gibt es unterschiedliche Ansätze zur Realisierung der Wärmebehandlung.

[0061] 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. 200 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.

[0062] 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 von ca. 420 bis 470°C. Die Abkühlung bis zur Raum-

temperatur erfolgt wieder mit einer Abkühlgeschwindigkeit von ca. 2 bis 30°C/s.

[0063] Die zweite Variante der Temperaturführung bei der Schmelztauchveredelung beinhaltet das Halten der Temperatur für ca. 1 bis 20s bei der Zwischentemperatur von ca. 200 bis 250°C und ein anschließendes Wiedererwärmen auf die zur Schmelztauchveredelung benötigte Temperatur von ca. 420 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.

[0064] Bei klassischen Dualphasenstählen sind neben Kohlenstoff auch Mangan, Chrom und Silizium für die Umwandlung von Austenit zu Martensit verantwortlich.

[0065] Erst die erfindungsgemäße Kombination der in den angegebenen Grenzen zulegierten Elemente Kohlenstoff, Silizium, Mangan und Chrom sichert einerseits die geforderten mechanischen Eigenschaften von Mindestzugfestigkeiten von 580MPa und Streckgrenzenverhältnisse von unterhalb 66% bei gleichzeitig deutlich verbreitertem Prozessfenster bei der Durchlaufglühung.

[0066] Werkstoffcharakteristisch bewirkt die Zugabe von Silizium eine starke Mischkristallverfestigung. Überschlüssig bewirkt eine Zugabe von 0,1% Silizium eine Erhöhung der Zugfestigkeit um ca. 10MPa, wobei bis zu 2,2% Silizium die Dehnung nur geringfügig verschlechtert wird. Letzteres liegt unter anderem daran, dass Silizium die Löslichkeit von Kohlenstoff im Ferrit herabsetzt, wodurch der Ferrit weicher wird, was wiederum die Umformbarkeit verbessert. Außerdem verhindert Silizium die Bildung von Karbiden, welche als spröde Phasen die Duktilität mindern. Durch die geringe festigkeitssteigernde Wirkung von Silizium innerhalb der Spanne des erfindungsgemäßen Stahles wird die Grundlage für ein breites Prozessfenster geschaffen.

[0067] 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.

[0068] Bei Versuchen hat sich unerwartet gezeigt, dass insbesondere die Zugabe von Silizium in Gehalten von 0,600 - 0,800% geeignet ist, ein breites Prozessfenster für ein großes Abmessungsspektrum zu ermöglichen und die geforderte Zugfestigkeit von mindestens 580MPa für Warmband und mindestens 590MPa für kaltnachgewalztes Warmband und Kaltband zu erreichen.

[0069] Durch die Einstellung eines niedrigen Kohlenstoffgehaltes von $\leq 0,105\%$ kann das Kohlenstoffäquivalent reduziert werden, wodurch die Schweißbarkeit verbessert und zu große Aufhärtungen beim Schweißen vermieden werden. Beim Widerstandspunktschweißen kann darüber hinaus die Elektrodenstandzeit deutlich erhöht werden.

[0070] Nachfolgend wird die Wirkung der Elemente in der erfindungsgemäßen Legierung näher beschrieben. Die Mehrphasenstähle sind typischerweise chemisch so aufgebaut, dass Legierungselemente mit und auch ohne Mikrolegierungselemente kombiniert werden. Begleitelemente sind unvermeidlich und werden im Analysenkonzept hinsichtlich ihrer Wirkung wenn notwendig berücksichtigt.

[0071] 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.

[0072] 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.

[0073] Wasserstoff wirkt stark versprödend und diffundiert bevorzugt zu energetisch günstigen Stellen (Fehlstellen, Korngrenzen etc.). Dabei fungieren Fehlstellen als Wasserstomallen und können die Verweildauer des Wasserstoffes im Werkstoff erheblich erhöhen.

[0074] 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 Grund genannt.

[0075] Ein gleichmäßigeres Gefüge, was bei dem erfindungsgemäßen Stahl u.a. durch sein aufgeweitetes Prozessfenster erzielt wird, vermindert die Anfälligkeit gegenüber einer Wasserstoffversprödung.

[0076] Daher sollte der Wasserstoffgehalt im Stahl so gering wie möglich sein.

[0077] Sauerstoff (O): Im schmelzflüssigen Zustand hat der Stahl eine verhältnismäßig große Aufnahmefähigkeit für Gase, bei Raumtemperatur ist Sauerstoff jedoch nur in sehr geringen Mengen löslich. Analog zum Wasserstoff kann Sauerstoff nur in atomarer Form in den Werkstoff diffundieren. Wegen der stark versprödenden Wirkung sowie der negativen Auswirkungen auf die Alterungsbeständigkeit wird während der Herstellung so weit wie möglich versucht, den Sauerstoffgehalt zu reduzieren.

[0078] 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 über Mangan, Silizium und/oder Aluminium in der Regel üblich. Die dadurch entstehenden Oxide können jedoch als Fehlstellen im Werkstoff

negative Eigenschaften hervorrufen.

[0079] Aus vorgenannten Gründen sollte deshalb der Sauerstoffgehalt im Stahl so gering wie möglich sein.

[0080] Stickstoff (N) ist ebenfalls ein Begleitelement aus der Stahlherstellung. Stähle mit freiem Stickstoff neigen zu einem starken Alterungseffekt. Der Stickstoff diffundiert schon bei geringen Temperaturen an Versetzungen und blockiert diese. Er bewirkt damit einen Festigkeitsanstieg verbunden mit einem rapiden Zähigkeitsverlust. Ein Abbinden des Stickstoffes in Form von Nitriden ist durch Zulegieren von Aluminium oder Titan möglich.

[0081] Aus vorgenannten Gründen ist der Stickstoffgehalt auf $\leq 0,0100\%$, vorteilhaft auf $\leq 0,0090\%$ bzw. optimal auf $\leq 0,0080\%$ bzw. auf bei der Stahlherstellung unvermeidbare Mengen begrenzt.

[0082] Schwefel (S) ist wie Phosphor als Spurenelement im Eisenerz gebunden. Er ist im Stahl unerwünscht (Ausnahme Automatenstähle), da er zu starker Seigerung neigt und stark versprödet wirkt. Es wird deshalb versucht, möglichst geringe Mengen an Schwefel in der Schmelze zu erreichen (z.B. durch eine Vakuumbehandlung). Des Weiteren wird der vorhandene Schwefel durch Zugabe von Mangan in die relativ ungefährliche Verbindung Mangansulfid (MnS) überführt.

[0083] 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 zeitig ausgeprägten Gefüge und kann bei stark ausgeprägter Zeiligkeit zu verschlechterten mechanischen Eigenschaften führen (z.B. ausgeprägte Martensitzeilen statt verteilte Martensitinseln, anisotropes Werkstoffverhalten, verminderte Bruchdehnung).

[0084] Aus vorgenannten Gründen ist der Schwefelgehalt auf $\leq 0,0150\%$, vorteilhaft auf $\leq 0,0050\%$ bzw. optimal auf $\leq 0,0030\%$ bzw. auf bei der Stahlherstellung unvermeidbare Mengen begrenzt.

[0085] 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.

[0086] Es wird allerdings in der Regel versucht, den Phosphorgehalt soweit wie möglich abzusenken, da er 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.

[0087] In einigen Stählen wird er allerdings aufgrund der niedrigen Kosten und der hohen Festigkeitssteigerung in geringen Mengen ($< 0,1\%$) als Mikrolegierungselement verwendet. Beispielsweise in höherfesten IF-Stählen (interstitial free), Bake-Hardening-Stählen oder auch in einigen Legierungskonzepten für Dualphasenstähle.

[0088] Aus vorgenannten Gründen ist der Phosphorgehalt auf $\leq 0,020\%$ bzw. auf bei der Stahlherstellung unvermeidbare Mengen begrenzt.

[0089] 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.

[0090] Die Zusammenhänge können demnach durchaus vielseitig und komplex sein. Im Folgenden soll auf die Wirkung der Legierungselemente näher eingegangen werden.

[0091] Kohlenstoff (C) gilt als das wichtigste Legierungselement im Stahl. Durch seine gezielte Einbringung bis zu $2,06\%$ wird Eisen erst zum Stahl. Oft wird während der Stahlherstellung der Kohlenstoffanteil drastisch abgesenkt. Bei Dualphasenstählen für eine kontinuierliche Schmelztauchveredelung beträgt sein Anteil maximal $0,230\%$, ein Mindestwert ist nicht vorgegeben.

[0092] Kohlenstoff wird aufgrund seines vergleichsweise kleinen Atomradius interstitiell im Eisengitter gelöst. Die Löslichkeit beträgt dabei im α -Eisen maximal $0,02\%$ und im γ -Eisen maximal $2,06\%$. Kohlenstoff steigert in gelöster Form die Härbarkeit 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.

[0093] Um die Anforderungen an eine hohe Lochaufweitung zu erfüllen, ist der erfindungsgemäße Stahl unterperitektisch.

[0094] 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 Austenitgebiets zu niedrigeren Temperaturen zeigt. Mit steigendem zwangsgelöstem Kohlenstoffgehalt im Martensit steigen die Gitterverzerrungen und damit verbunden die Festigkeit der diffusionslos entstandenen Phase.

[0095] Kohlenstoff bildet zudem Karbide. Ein nahezu in jedem Stahl vorkommender Vertreter ist der Zementit (Fe_3C). 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 und Lochaufweitung sicherzustellen, werden deshalb der minimale C-Gehalt auf $0,075\%$ und der maximale C-Gehalt auf $0,105\%$ festgelegt.

[0096] Silizium (Si) bindet beim Vergießen Sauerstoff und vermindert somit Seigerungen sowie Verunreinigungen im Stahl. Der Seigerungskoeffizient ist deutlich geringer als z.B. bei Mangan (0,16 im Vergleich zu 0,87).

[0097] 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 Verzinken 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.

[0098] Am fertigen Produkt erhöht Silizium zudem durch Mischkristallverfestigung die Festigkeit und das Streckgrenzenverhältnis des Ferrits bei nur geringfügig absinkender Bruchdehnung. Im Gegensatz zu Kohlenstoff und Mangan verringert Silizium den Härteunterschied zwischen den Gefügebestandteilen Ferrit und Martensit, da es die Löslichkeit für Kohlenstoff im Ferrit erhöht.

[0099] Außerdem führt es zu einer weniger zeiligen Anordnung der Gefügebestandteile. Ein geringer Härteunterschied sowie ein zeilenfreies Gefüge wirken sich positiv auf die Verarbeitbarkeit, insbesondere auf die Lochaufweitung, aus.

[0100] Beim Warmwalzen soll es bekanntermaßen bei höher siliziumlegierten Stählen zur Bildung von stark haftendem rotem 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 0,800% Silizium nicht festgestellt werden, wenn die Beizung vorteilhaft mit Salzsäure statt mit Schwefelsäure durchgeführt wird.

[0101] Bezüglich der Verzinkbarkeit siliziumhaltiger Stähle wird u.a. in der DE 196 10 675 C1 ausgeführt, dass Stähle mit bis zu 0,800% Silizium bzw. bis zu 2,000% Silizium nicht feuerverzinkbar seien aufgrund der sehr schlechten Benetzbarkeit der Stahloberfläche mit dem flüssigen Zink.

[0102] Bekannt ist in der Fachwelt, dass beim kontinuierlichen Verzinken Silizium während des Glühens an die Oberfläche diffundieren kann und alleine oder zusammen mit Mangan und/oder Chrom filmartige Oxide an der Stahloberfläche bildet. Diese Oxide verschlechtern die Verzinkbarkeit durch Beeinträchtigung der Verzinkungsreaktion (Eisenlösung und Hemmschichtausbildung) beim Eintauchen des Stahlbandes in die Zinkschmelze. Dies äußert sich in einer schlechten Zinkhaftung und unverzinkten Bereichen.

[0103] Entgegen dieses allgemeinen Fachwissens wurde im Rahmen der Versuche unerwartet festgestellt, dass allein durch eine geeignete Ofenfahrweise beim Rekristallisationsglühen und beim Durchlaufen des Zinkbades eine gute Verzinkbarkeit des Stahlbandes und eine gute Zinkhaftung erreicht werden kann.

[0104] Hierzu ist zunächst sicherzustellen, dass die Bandoberfläche durch eine chemischmechanische bzw. thermisch-hydrmechanische Vorreinigung frei von Zunderresten, 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.

[0105] Bei einer Anlagenkonfiguration, die einen direkt befeuerten Ofenbereich (NOF = non oxidizing furnace) und einen Strahlrohrföfen (RTF = radiant tube furnace) kombiniert, (siehe Verfahren 2 in den **Figuren 2, 4, 8**) kommt das Oxidations-Reduktions-Verfahren zum Einsatz. Hierbei wird im NOF durch Erhöhung des Oxidationspotentials (z.B. durch Reduzierung der CO-Werte auf unter 4%) eine dünne Eisenoxidschicht gebildet. Nachfolgend oxidieren die Legierungselemente an der Eisen-/Eisenoxidgrenzfläche. Im anschließenden RTF wird unter Schutzgasatmosphäre (N_2/H_2) die Eisenoxidschicht reduziert.

[0106] Da Silizium (wie auch Mangan und Chrom) unedler als Eisen ist, kann die Ofenatmosphäre für Eisen reduzierend, für die Legierungselemente jedoch oxidierend sein. Die Oxide der Legierungselemente verbleiben im RTF an der ehemaligen Grenzschicht Eisen/Eisenoxid, also deutlich unterhalb der Stahlbandoberfläche (innere Oxidation).

[0107] Somit wird die oberflächliche Ausbreitung von Oxiden verhindert und eine gleichmäßige Benetzbarkeit der Bandoberfläche erzielt. Gleichzeitig ist der Taupunkt im Bereich der Übergangszone Ofen → Zinkpott (Rüssel) so zu wählen (bevorzugt unter -30°C), dass eine Oxidation des Bandes vor Eintauchen in das Zinkbad vermieden wird. Als vorteilhaft haben sich Taupunkte von -35 oder -40°C herausgestellt.

[0108] Bei einer Anlagenkonfiguration, bei der nur mit einem Strahlrohrföfen gegläut wird (siehe Verfahren 3 in den **Figuren 2, 4, 8**), kann die innere Oxidation durch eine leichte Erhöhung des Sauerstoffgehalts in der Ofenatmosphäre gefördert werden. Dies wird durch die Regulierung des Taupunkts (bevorzugt $>-30^\circ\text{C}$ vorteilhaft -25 bzw. -20°C) bewerkstelligt. Durch den höheren Sauerstoffpartialdruck kann der Sauerstoff vermehrt in das Stahlband diffundieren und die Legierungselemente oxidieren. Ist hingegen nur wenig Sauerstoff in der Atmosphäre vorhanden, diffundieren die unedleren Legierungselemente an die Bandoberfläche und bilden dort unbenetzbare Oxide. Auch hier gilt, die Oxidation des Eisens im RTF und im Bereich des Rüssels zu vermeiden.

[0109] Wird anstelle des Feuerverzinkens die Verfahrensrouten kontinuierliches Glühen mit nachfolgender elektrolytischer Verzinkung gewählt, sind keine besonderen Vorkehrungen notwendig um die Verzinkbarkeit zu gewährleisten. Es ist bekannt, dass die Verzinkung höherlegierter Stähle wesentlich leichter durch elektrolytische Abscheidung als durch kontinuierliche Schmelztauchverfahren realisierbar ist. Beim elektrolytischen Verzinken wird reines Zink direkt an

der Bandoberfläche abgeschieden. Hierbei muss lediglich gewährleistet sein, dass keine flächendeckende Oxidschicht auf der Bandoberfläche vorhanden ist, um die Wanderung der Elektronen zu den Zink-Ionen nicht zu behindern. Diese Bedingung wird in der Regel durch eine standardmäßige reduzierende Atmosphäre während der Glühung und eine Vorreinigung vor der Elektrolyse gewährleistet.

[0110] Um ein möglichst breites Prozessfenster bei der Glühung und eine ausreichende Verzinkbarkeit sicherzustellen, werden der minimale Si-Gehalt auf 0,600% und der maximale Silizium-Gehalt auf 0,800% festgelegt.

[0111] Mangan (Mn) wird fast allen Stählen zur Entschwefelung zugegeben, um den schädlichen Schwefel in Mangansulfide zu überführen. Zudem erhöht Mangan durch Mischkristallverfestigung die Festigkeit des Ferrits und verschiebt die α -/ γ -Umwandlung zu niedrigeren Temperaturen.

[0112] Ein Hauptgrund für das Zulegieren von Mangan in Dualphasenstählen ist die deutliche Verbesserung der Einhärtbarkeit. Aufgrund der Diffusionsbehinderung wird die Perlit- und Bainitumwandlung zu längeren Zeiten verschoben und die Martensitstarttemperatur gesenkt.

[0113] 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 bedingen ein niedrigeres Lochaufweitungsvermögen, was sich nachteilig auf die Kantenrissunempfindlichkeit auswirkt.

[0114] 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_2SiO_4) auftreten. Allerdings ist Mangan bei einem geringen Si/Mn bzw. Al/Mn Verhältnis als weniger kritisch zu betrachten, da sich eher globulare Oxide statt Oxidfilme ausbilden. Dennoch können hohe Mangangehalte das Erscheinungsbild der Zinkschicht und die Zinkhaftung negativ beeinflussen.

[0115] Der Mangan-Gehalt wird aus den genannten Gründen auf 1,000 bis 2,250% festgelegt.

[0116] Zur Erreichung der geforderten Mindestfestigkeiten ist vorteilhaft eine querschnittsabhängige Differenzierung des Mangangehaltes einzuhalten. Bei einer Banddicke <1mm liegt der Mangan-Gehalt bevorzugt bei $\leq 1,50\%$, bei Banddicken von 1 bis 2mm bei $\leq 1,75\%$ und bei Banddicken >2mm bei $\geq 1,50\%$.

[0117] Chrom (Cr) kann einerseits in gelöster Form schon in geringen Mengen die Härtebarkeit 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 Härtebarkeit.

[0118] 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.

[0119] Ein weiterer wichtiger Effekt ist, dass Chrom die Anlassbeständigkeit erheblich steigert, so dass es im Zinkbad zu fast keinen Festigkeitsverlusten kommt.

[0120] 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.

[0121] Chrom neigt ebenfalls dazu während der Glühbehandlung Oxide auf der Stahloberfläche zu bilden, wodurch sich die Verzinkungsqualität verschlechtern kann.

[0122] Der Chrom-Gehalt wird deshalb auf Werte von 0,280 bis 0,480% festgelegt.

[0123] Bezüglich der Einhaltung der geforderten mechanischen Eigenschaften ist der Gesamtgehalt von Mn + Si + Cr ebenfalls erfindungsgemäß blechdickenabhängig einzuhalten. Als günstig hat sich bei Blechdicken von $\leq 1\text{mm}$ ein Summengehalt von $\geq 1,88$ bis $\leq 2,60\%$, bei Blechdicken von 1 bis 2mm ein Summengehalt von $\geq 2,20$ bis $\leq 3,00\%$ und bei Blechdicken $\geq 2\text{mm}$ ein Summengehalt von $\geq 2,50$ bis $\leq 3,53\%$ herausgestellt.

[0124] Aluminium (Al) wird in der Regel dem Stahl zulegiert, um den im Eisen gelösten Sauerstoff und Stickstoff zu binden. Der Sauerstoff und Stickstoff wird so in Aluminiumoxide und Aluminiumnitride überführt. Diese Ausscheidungen können über eine Erhöhung der Keimstellen eine Kornfeinung bewirken und so die Zähigkeitseigenschaften sowie Festigkeitswerte steigern.

[0125] Aluminiumnitrid wird nicht ausgeschieden, wenn Titan in ausreichenden Mengen vorhanden ist. Titanitride haben eine geringere Bildungsenthalpie und werden bei höheren Temperaturen gebildet.

[0126] 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 verwendet, um einen Teil des Siliziums durch Aluminium zu substituieren. Der Grund für diese Vorgehensweise liegt darin, dass Aluminium etwas weniger kritisch für die Verzinkungsreaktion ist als Silizium.

[0127] Der Aluminium-Gehalt wird deshalb auf 0,010 bis maximal 0,060% begrenzt und wird zur Beruhigung des Stahles zugegeben.

[0128] Niob (Nb): Aus Kostengründen wird auf die Zugabe von Niob verzichtet und der Gehalt auf die unvermeidbaren stahlbegleitenden Mengen begrenzt.

[0129] 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 580MPa in einer Dicke von 0,50 bis 4,00mm erzeugt werden kann, der sich durch eine ausreichende Toleranz gegenüber Prozessschwankungen auszeichnet.

[0130] Damit liegt ein deutlich aufgeweitetes Prozessfenster für die erfindungsgemäße Legierungszusammensetzung im Vergleich zu bekannten Legierungskonzepten vor.

[0131] 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.

[0132] Die Versuche zeigen, 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 "Schmelztauchveredelung" bei Temperaturen zwischen 420 bis 470°C beispielsweise mit Zink oder Zink-Magnesium erhalten bleiben.

[0133] Das schmelztauchveredelte Material kann sowohl als Warmband, als auch als kalt nachgewalztes Warmband bzw. Kaltband im dressierten (kaltnachgewalzten) bzw. undressierten Zustand und/oder streckbiegegerichteten bzw. nicht streckbiegegerichteten Zustand gefertigt werden.

[0134] Stahlbänder, vorliegend als Warmband, kaltnachgewalztes Warmband bzw. Kaltband aus der erfindungsgemäßen Legierungszusammensetzung zeichnen sich außerdem bei der Weiterverarbeitung durch einen hohen Widerstand gegen kantennahe Rissbildung aus.

[0135] Die geringen Kennwertunterschiede des Stahlbandes längs und quer zu seiner Walzrichtung sind vorteilhaft beim späteren Materialeinsatz, der dadurch beispielsweise quer, längs und diagonal zur Walzrichtung erfolgen kann.

[0136] 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 Haspeltemperaturen oberhalb der Bainitstarttemperatur erzeugt.

[0137] Bei kaltnachgewalztem Warmband, zum Beispiel mit ca. 16% Abnahme, wird das Warmband erfindungsgemäß mit Endwalztemperaturen im austenitischen Gebiet oberhalb A_{r3} und Haspeltemperaturen unterhalb der Bainitstarttemperatur erzeugt.

[0138] Für die industrielle Fertigung für das Feuerverzinken nach Prozess 7b (entspricht dem Verfahren 2) stehen die nachfolgenden Beispiele:

Beispiel 1 (kaltnachgewalztes Warmband nach **Figur 7c**)

[0139] Ein erfindungsgemäßer Stahl mit 0,101 % C; 0,605% Si; 1,374% Mn; 0,327% Cr; 0,039% Al; 0,012% P; 0,0035% Nb; 0,003% Mo; 0,0063% N; 0,0009% S wurde in einem Konverterstahlwerk erschmolzen, in einer Warmbandstraße bei einer Endwalztemperatur von 911°C warmgewalzt und bei einer Haspeltemperatur von 484°C mit einer Dicke von 2,37mm aufgewickelt. Nach der Beizung mit Salzsäure erfolgte die Kaltwalzung auf einer fünfgerüstigen Tandemstraße mit einem Kaltwalzgrad von 16% von 2,37mm auf 1,99mm.

[0140] In einer Feuerverzinkungsanlage wurde entsprechend **Figur 7c** der Stahl mit ca. 6K/s auf ca. 847°C erwärmt. Aus dem Zweiphasengebiet erfolgte dann zuerst eine langsame Abkühlung mit ca. 2K/s auf ca. 720°C, anschließend fand eine Schnellkühlung mit ca. 22K/s auf ca. 360°C. Das Band wurde vor Erreichen des Rüssels auf ca. 450°C wiedererwärmt. Nach dem Schmelztauchverzinken bei ca. 450°C Zinkbadtemperatur wurde das Band mit ca. 20K/s auf Raumtemperatur an Umgebungsluft abgekühlt. Inline erfolgte ein Kaltnachwalzen (Dressieren) mit ca. 0,2%.

[0141] Der erfindungsgemäße Stahl besitzt nach der Wärmebehandlung ein Gefüge, welches aus Ferrit, Martensit, Bainit und Restaustenit besteht.

[0142] Dieser Stahl zeigt nachfolgende Kennwerte (Vorgaben in Klammern Querwerte nach EN 10346 und Längswerte nach VDA239-100):

- Dehngrenze (Rp0,2)	Querrichtung	419MPa (340MPa-420MPa)
	Längsrichtung	408MPa (330MPa-430MPa)
- Zugfestigkeit (Rm)	Querrichtung	646MPa (min. 600MPa)
	Längsrichtung	636MPa (590MPa-700MPa)
- Bruchdehnung (A80)	Querrichtung	23,6% (min. 20%)
	Längsrichtung	27,0% (min. 20%)
- n-Wert	Querrichtung	0,18 (min. 0,14)
	Längsrichtung	0,19 (min. 0,14)

EP 2 864 517 B1

(fortgesetzt)

5	- Bake-Hardening BH2	Querrichtung	77MPa (min. 30MPa)
		Längsrichtung	77MPa (min. 30MPa)
	- Lochaufweitung nach ISO 16630		44%
	- planare Anisotropie Δr		-0,14 (- 0,15 bis + 0,15 = quasi isotrop)

[0143] Das Streckgrenzenverhältnis $R_{p0,2}/R_m$ liegt in Querrichtung bezogen auf die Walzrichtung bei 64% und in Längsrichtung bei 65%.

Beispiel 2 (Kaltband nach **Figur 7b**)

[0144] Ein erfindungsgemäßer Stahl mit 0,101 % C; 0,605% Si; 1,374% Mn; 0,327% Cr; 0,039% Al; 0,012% P; 0,0035% Nb; 0,003% Mo; 0,0063% N; 0,0009% S wurde in einem Konverterstahlwerk erschmolzen, in einer Warmbandstraße bei einer Endwalztemperatur von 902°C warmgewalzt und bei einer Haspeltemperatur von 676°C mit einer Dicke von 2,02mm aufgewickelt. Nach der Beizung mit Salzsäure erfolgte die Kaltwalzung auf einer fünfgerüstigen Tandemstraße mit einem Kaltwalzgrad von 50% von 2,02mm auf 0,99mm.

[0145] In einer Feuerverzinkungsanlage wurde entsprechend **Figur 7b** der Stahl mit ca. 54K/s auf ca. 781°C erwärmt und anschließend mit ca. 5K/s auf ca. 890°C weiter aufgeheizt.

[0146] Aus dem Zweiphasengebiet erfolgte dann zuerst eine langsame Abkühlung mit ca. 1K/s auf ca. 860°C, anschließend fand eine Schnellkühlung mit ca. 23,2K/s auf ca. 465°C statt. Das Band erreichte den Rüssel mit ca. 465°C. Nach dem Schmelztauchverzinken bei ca. 450°C Zinkbadtemperatur wurde das Band mit ca. 34,3K/s auf Raumtemperatur an Umgebungsluft abgekühlt. Inline erfolgte ein Kaltnachwalzen (Dressieren) mit ca. 0,2%.

[0147] Der erfindungsgemäße Stahl besitzt nach der Wärmebehandlung ein Gefüge, welches aus Ferrit, Martensit, Bainit und Restaustenit besteht.

[0148] Dieser Stahl zeigt nachfolgende Kennwerte:

30	- Dehngrenze ($R_{p0,2}$)	Querrichtung	382MPa (340MPa-420MPa)
		Längsrichtung	380MPa (330MPa-430MPa)
	- Zugfestigkeit (R_m)	Querrichtung	657MPa (min. 600MPa)
		Längsrichtung	654MPa (590MPa-700MPa)
35	- Bruchdehnung (A_{80})	Querrichtung	24,6% (min. 20%)
		Längsrichtung	24,2% (min. 20%)
	- n-Wert	Querrichtung	0,17 (min. 0,14)
	n-Wert	Längsrichtung	0,17 (min. 0,14)
40	- Bake-Hardening BH2	Querrichtung	56MPa (min. 30MPa)
		Längsrichtung	60MPa (min. 30MPa)
	- Lochaufweitung nach ISO 16630		49%
	- planare Anisotropie Δr		-0,06 (- 0,15 bis + 0,15 = quasi isotrop)

[0149] Das Streckgrenzenverhältnis R_e/R_m liegt sowohl in Längs- als auch in Querrichtung (bezogen auf die Walzrichtung) bei 58%.

Beispiel 3 (Warmband nach **Figur 7b**)

[0150] Ein erfindungsgemäßer Stahl mit 0,101% C; 0,605% Si; 1,374% Mn; 0,327% Cr; 0,039% Al; 0,012% P; 0,0035% Nb; 0,003% Mo; 0,0063% N; 0,0009% S wurde in einem Konverterstahlwerk erschmolzen, in einer Warmbandstraße bei einer Endwalztemperatur von 916°C warmgewalzt und bei einer Haspeltemperatur von 485°C mit einer Dicke von 2,02mm aufgewickelt.

[0151] Nach der Beizung mit Salzsäure erfolgte keine Kaltwalzung sondern eine Warmbandverzinkung. In einer Feuerverzinkungsanlage wurde entsprechend **Figur 7b** der Stahl mit ca. 25K/s auf ca. 785°C erwärmt und anschließend mit ca. 1K/s auf ca. 893°C weiter aufgeheizt.

[0152] Aus dem Zweiphasengebiet erfolgte dann zuerst eine langsame Abkühlung mit ca. 1K/s auf ca. 860°C, anschließend fand eine Schnellkühlung mit ca. 10K/s auf ca. 470°C. Das Band erreichte den Rüssel mit ca. 465°C. Nach dem Schmelztauchverzinken bei ca. 450°C Zinkbadtemperatur wurde das Band mit ca. 15K/s auf Raumtemperatur an Umgebungsluft abgekühlt. Inline erfolgte ein Kaltnachwalzen (Dressieren) mit ca. 0,2%.

EP 2 864 517 B1

[0153] Der erfindungsgemäße Stahl besitzt nach der Wärmebehandlung ein Gefüge, welches aus Ferrit, Martensit, Bainit und Restaustenit besteht.

[0154] Dieser Stahl zeigt nachfolgende Kennwerte:

5	- Dehngrenze (Rp0,2)	Querrichtung	362MPa (340MPa-420MPa)
		Längsrichtung	363MPa (330MPa-430MPa)
	- Zugfestigkeit (Rm)	Querrichtung	620MPa (min. 600MPa)
		Längsrichtung	622MPa (590MPa-700MPa)
10	- Bruchdehnung (A80)	Querrichtung	24,3% (min. 20%)
		Längsrichtung	24,5% (min. 20%)
	- n-Wert	Querrichtung	0,17 (min. 0,14)
		Längsrichtung	0,17 (min. 0,14)
15	- Bake-Hardening BH2	Querrichtung	58MPa (min. 30MPa)
		Längsrichtung	59MPa (min. 30MPa)
	- Lochaufweitung nach ISO 16630		41%
	- planare Anisotropie Δr		-0,08 (- 0,15 bis + 0,15 = quasi isotrop)

20 **[0155]** Das Streckgrenzenverhältnis Re/Rm liegt sowohl in Querrichtung als auch in Längsrichtung (bezogen auf die Walzrichtung) bei 58,4%.

[0156] Bei Versuchen wurden für das Feuerverzinken nach **Figur 7c** die in den nachfolgenden Beispielen dargestellten Kennwerte erreicht.

25 Beispiel 4 (Warmband und kaltnachgewalztes Warmband nach **Figur 7c**)

[0157] Der erfindungsgemäße Stahl aus Beispiel 2 (Haspeltemperatur 676°C) und aus Beispiel 3 (Haspeltemperatur 485°C) wurde nach dem Beizen unter betriebsnahen Bedingungen weiter prozessiert. Das Kaltwalzen wurde in einem Versuchskaltwalzwerk durchgeführt. Die getesteten Kaltwalzgrade betrugen 0% und 10%. Mit einem Glöhsimulator wurde der Feuerverzinkungszyklus gemäß **Figur 7c** nachgestellt.

30 **[0158]** Abhängig von der Banddicke wurden unterschiedliche Heiz- und Abkühlraten dargestellt wobei die eingestellten Temperaturen unabhängig von der Probendicke gewählt wurden. Der Stahl wurde auf 860°C aufgeheizt, dann zunächst langsam auf 720°C abgekühlt, bevor die schnelle Abkühlung mit auf 350°C eingeleitet wurde. Hiernach wurden die Proben auf 450°C aufgeheizt, bevor sie mit maximal 24K/s auf Raumtemperatur abgekühlt wurden. Die Proben wurden nicht dressiert. Die mechanischen Kennwerte wurden in Längsrichtung bestimmt. Die Ergebnisse der Zugversuche in Längsrichtung bezogen auf die Walzrichtung sind in **Figur 8** dargestellt.

35 **[0159]** Weitere Merkmale, Vorteile und Einzelheiten der Erfindung ergeben sich aus der nachfolgenden Beschreibung von in einer Zeichnung dargestellten Ausführungsbeispielen.

[0160] Es zeigen:

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

Figur 2: Ergebnisse eines Lochaufweitungsversuches nach ISO 16630 (Blechdicke 1 mm) beispielhaft für den erfindungsgemäßen Stahl gegenüber einem überperitektischen, phosphorlegierten und mikrolegierungsfreien Vergleichsgüte

45 **Figur 3:** Beispiel für analytische Unterschiede des erfindungsgemäßen Stahls gegenüber einer überperitektischen, phosphorlegierten und mikrolegierungsfreien Vergleichsgüte

50 **Figur 4:** Beispiel für mechanische Kennwerte (quer zur Walzrichtung) des erfindungsgemäßen Stahls im Vergleich zu einer überperitektischen, phosphorlegierten und mikrolegierungsfreien Vergleichsgüte

Figur 5: Zeit-Temperatur-Verlauf (schematisch) der Prozessschritte Warmwalzen und Durchlaufglühen, beispielhaft für den erfindungsgemäßen Stahl

55 **Figur 6:** Kugelschlagprobe nach SEP1931 an dem feuerverzinkten erfindungsgemäßen Stahl

Figur 7a, b, c: Temperatur-Zeit-Kurve (Glühvarianten schematisch)

Figur 8: mechanische Eigenschaften (Längsproben) der im Labor geglühten bzw. kaltgewalzten und geglühten Proben eines erfindungsgemäßen Stahls nach Beispiel 4

[0161] **Figur 1** zeigt schematisch die Prozesskette für die Herstellung des erfindungsgemäßen Stahls. Dargestellt sind die unterschiedlichen die Erfindung betreffenden Prozessrouten. Bis zur Position 5 (Beize) 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. Oder es kann weichgeglühtes Warmband bzw. weichgeglühtes Kaltband kaltgewalzt und verzinkt werden.

[0162] **Figur 2** zeigt Ergebnisse eines Lochaufweitungsversuches (relative Werte zur Vergleichsgüte). Dargestellt sind die Ergebnisse der Lochaufweitungstests für einen erfindungsgemäßen Stahl gegenüber der Vergleichsgüte, als Referenz dient die Standardgüte Prozess 2.

[0163] Die Werkstoffe haben eine Blechdicke von 1 bzw. 2mm. Die Ergebnisse gelten für den Test nach ISO 16630. Es ist zu sehen, dass die erfindungsgemäßen Stähle bessere Aufweitungswerte bei gestanzten Löchern erzielen als die Vergleichsgüten mit gleicher Prozessierung. Der Prozess 2 entspricht hierbei einer Glühung beispielsweise an einer Feuerverzinkung mit kombiniertem direkt befeuerten Ofen und Strahlrohröfen, wie er in **Figur 7b** beschrieben ist.

[0164] Durch die unterschiedlichen erfindungsgemäßen Temperaturführungen innerhalb der genannten Spannbreite ergeben sich voneinander unterschiedliche Kennwerte bzw. auch unterschiedliche Lochaufweitungsergebnisse, die im Vergleich zu den Vergleichsgüten deutlich verbessert sind. Prinzipieller Unterschied sind also die Temperatur-Zeit-Parameter bei der Wärmebehandlung und der nachgeschalteten Abkühlung.

[0165] **Figur 3** zeigt die maßgeblichen Legierungselemente des erfindungsgemäßen Stahls, gegenüber der Vergleichsgüte beispielhaft darstellt. Bei dem Vergleichsstahl (Standardgüte) liegt der hauptsächlichste Unterschied im Kohlenstoffgehalt, der im überperitektischen Bereich liegt, aber auch in den Elementen Silizium und Chrom. Darüber hinaus ist die Standardgüte Phosphor-mikrolegiert. Der erfindungsgemäße Stahl ist deutlich Silizium-legiert.

[0166] **Figur 4** zeigt die mechanischen Kennwerte quer zur Walzrichtung des erfindungsgemäßen Stahls zur Vergleichsgüte. Alle Kennwerte, die durch Glühung im Zweiphasengebiet erzielt wurden, entsprechen der normativen Vorgabe eines HCT600X bzw. HDT580X.

[0167] **Figur 5** 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.

[0168] **Figur 6** zeigt das positive Ergebnis der durchgeführten Kugelschlagprüfung (nach SEP1931) an einem feuerverzinkten Material aus dem erfindungsgemäßen Stahl.

[0169] Die **Figuren 7** zeigen schematisch drei Varianten der erfindungsgemäßen Temperatur-ZeitVerläufe bei der Glühbehandlung und Abkühlung und jeweils verschiedene Austenitisierungsbedingungen.

[0170] Das Verfahren 1 (**Figur 7a**) zeigt die Glühung und Abkühlung vom erzeugten kalt- oder warmgewalzten Stahlband in einer Durchlaufglühanlage. Zuerst wird das Band auf eine Temperatur im Bereich von ca. 700 bis 950°C aufgeheizt. Das geglühte Stahlband wird anschließend von der Glühtemperatur mit einer Abkühlgeschwindigkeit zwischen ca. 15 und 100°C/s bis zu einer Zwischentemperatur 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 an Luft abgekühlt bzw. die Kühlung mit einer Abkühlgeschwindigkeit zwischen ca. 15 und 100°C/s wird bis auf Raumtemperatur beibehalten.

[0171] Das Verfahren 2 (**Figur 7b**) 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.

[0172] Das Verfahren 3 (**Figur 7c**) 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, die zum Schmelztauchveredeln notwendig ist (ca. 420 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.

[0173] **Figur 8** zeigt die mechanischen Kennwerte eines erfindungsgemäßen Stahls (Beispiel 4), der gemäß Verfahren 3 (**Figur 7c**) geglüht bzw. kaltgewalzt und geglüht wurde.

[0174] Die Werte sind Mittelwerte aus zwei Längsproben, die im Zugversuch ermittelt wurden. Die niedrigen Werte für die Streckgrenze sind darauf zurückzuführen, dass die Proben undressiert sind.

Bezugszeichenliste: (Legende zu Figur 1/8)

[0175]

- 5 1. Hochofenprozess
2. Sekundärmetallurgie
3. Stranggießen
4. Warmwalzen
5. Beizen
- 10 6. Weichglühen Warmband (optional)
7. Kalzwalzen
8. Mehrfachwalzer (optional)
9. Weichglühung Kaltband (optional)
10. Feuerverzinkung
- 15 11. Inline-Dressieren
12. Streckbiegerichteinheit

Patentansprüche

- 20 1. Hochfester Mehrphasenstahl mit Mindestzugfestigkeiten von 580MPa für ein kalt- oder warmgewalztes Stahlband mit verbesserten Umformeigenschaften, insbesondere für den Fahrzeugleichtbau, bestehend aus den Elementen (Gehalte in Masse-%):

25	C	0,075 bis $\leq 0,105$
	Si	0,600 bis $\leq 0,800$
	Mn	1,000 bis $\leq 2,250$
	Cr	0,280 bis $\leq 0,480$
30	Al	0,010 bis $\leq 0,060$
	P	$\leq 0,020$
	N	$\leq 0,0100$
	S	$\leq 0,0150$
- 35 Rest Eisen und erschmelzungsbedingte Verunreinigungen, mit der Maßgabe, dass bei Banddicken bis 1mm der Mn-Gehalt $\leq 1,500\%$ und die Summe aus Mn+Si+Cr-Gehalt $\geq 1,88 \leq 2,60\%$, bei Banddicken von 1 bis 2mm der Mn-Gehalt $\leq 1,750\%$ und die Summe aus Mn+Si+Cr-Gehalt $\geq 2,20 \leq 3,00\%$ und bei Banddicken $\geq 2\text{mm}$ der Mn-Gehalt $\geq 1,500\%$ und die Summe aus Mn+Si+Cr-Gehalt $\geq 2,50 \leq 3,53\%$ beträgt.
- 40 2. Stahl nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, dass** der N-Gehalt $\leq 0,0090\%$ beträgt.
- 45 3. Stahl nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, dass** der N-Gehalt $\leq 0,0080\%$ beträgt.
- 50 4. Stahl nach Ansprüche 1, **dadurch gekennzeichnet, dass** der S-Gehalt $\leq 0,0050\%$ beträgt.
- 55 5. Stahl nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, dass** der S-Gehalt $\leq 0,0030\%$ beträgt.

6. Verfahren zur Herstellung eines kalt- oder warmgewalzten Stahlbandes aus einem Stahl hergestellt nach einem der Ansprüche 1 bis 5, bei dem ein Dualphasengefüge 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. 200 bis 250°C abgekühlt, anschließend das Stahlband mit einer Abkühlgeschwindigkeit von ca. 2 bis 30°C/s bis zum Erreichen der Raumtemperatur an Luft abgekühlt oder die Kühlung mit einer Abkühlgeschwindigkeit zwischen ca. 15 und 100°C/s von der ersten Zwischentemperatur bis auf Raumtemperatur beibehalten wird, wobei bei einer Schmelztauchveredelung nach dem Aufheizen und anschließenden 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.

7. Verfahren, nach Anspruch 6,

dadurch gekennzeichnet,

dass bei einer Schmelztauchveredelung nach dem Aufheizen und anschließenden 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 die Temperatur von ca. 420 bis 470°C wieder erwärmt wird und nach erfolgter Schmelztauchveredelung eine Kühlung mit einer Abkühlgeschwindigkeit zwischen ca. 15 und 100°C/s bis zur 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.

8. Verfahren nach einem der Ansprüche 6 bis 7,

dadurch gekennzeichnet,

dass das Oxidationspotential bei einer Glühung mit einer Anlagenkonfiguration, bestehend aus direkt befeuerter Ofenbereich (NOF) und einem Stahlrohrföfen (RTF) durch einen CO-Gehalt von unter 4% gesteigert wird, wobei im RTF die Ofenatmosphäre reduzierend eingestellt ist und zur Vermeidung der Oxidation des Bandes vor dem Eintauchen in das Zinkbad der Taupunkt bei -30°C oder darunter liegt.

9. Verfahren nach einem der Ansprüche 6 bis 7,

dadurch gekennzeichnet,

dass bei einer Glühung nur mit einem Strahlrohrföfen der Taupunkt in der Ofenatmosphäre bei -30°C oder darüber liegt, z.B. bei -25 oder -20°C.

10. Verfahren nach einem der Ansprüche 6 bis 9,

dadurch gekennzeichnet,

dass durch Anpassung der Anlagendurchlaufgeschwindigkeit an unterschiedliche Banddicken im Zuge der Wärmebehandlung vergleichbare Gefügestände und mechanische Kennwerte der Bänder eingestellt werden.

11. Verfahren nach einem der Ansprüche 6 bis 10,

dadurch gekennzeichnet,

dass das Stahlband im Anschluss an die Wärmebehandlung dressiert wird.

12. Verfahren nach mindestens einem der Ansprüche 6 bis 11,

dadurch gekennzeichnet,

dass das Stahlband im Anschluss an die Wärmebehandlung streckbiegegerichtet wird.

Claims

1. A high-strength multiphase steel with minimum tensile strengths of 580 MPa for a cold-rolled or hot-rolled steel strip with improved forming properties, in particular for lightweight vehicle construction, consisting of the elements (contents in % by weight):

C	0.075 to $\leq$ 0.105
Si	0.600 to $\leq$ 0.800
Mn	1.000 to $\leq$ 2.250
Cr	0.280 to $\leq$ 0.480
Al	0.010 to $\leq$ 0.060
P	$\leq$ 0.020
N	$\leq$ 0.0100
S	$\leq$ 0.0150

remainder iron and impurities introduced by smelting, with the proviso that for strip thicknesses of up to 1 mm the Mn content is $\leq$ 1.500% and the total of Mn+Si+Cr content is $\geq$ 1.88 $\leq$ 2.60%, for strip thicknesses of 1 to 2 mm the Mn content is $\leq$ 1.750%, and the total of Mn+Si+Cr content is $\geq$ 2.20 $\leq$ 3.00%, and for strip thicknesses $\geq$ 2 mm the Mn content is $\geq$ 1.500%, and the total of Mn+Si+Cr content is $\geq$ 2.50 $\leq$ 3.53%.

2. A steel according to Claim 1,
characterised in that
the N content is $\leq$ 0.0090%.

3. A steel according to Claim 1,
characterised in that
the N content is $\leq$ 0.0080%.

4. A steel according to Claims 1 [sic],
characterised in that
the S content is $\leq$ 0.0050%.

5. A steel according to Claim 1,
characterised in that
the S content is $\leq$ 0.0030%.

6. A method for producing a cold-rolled or hot-rolled steel strip from a steel produced according to one of Claims 1 to 5, in which a dual-phase structure is produced during continuous annealing,
characterised in that
the cold-rolled or hot-rolled steel strip during the continuous annealing is heated to a temperature in the range of approx. 700 to 950°C and **in that** the annealed steel strip is then cooled from the annealing temperature at a cooling rate of between approx. 15 and 100°C/s down to a first intermediate temperature of approx. 300 to 500°C, following that at a cooling rate of between approx. 15 and 100°C/s down to a second intermediate temperature of approx. 200 to 250°C, then the steel strip is cooled in air at a cooling rate of approx. 2 to 30°C/s to achieve room temperature or the cooling is maintained at a cooling rate of between approx. 15 and 100°C/s from the first intermediate temperature to room temperature, wherein in the case of hot-dip coating after the heating and subsequent cooling the cooling is halted prior to entering the melt bath and after the hot-dip coating the cooling is continued at a cooling rate of between approx. 15 and 100°C/s down to an intermediate temperature of approx. 200 to 250°C, and then the steel strip is cooled in air at a cooling rate of approx. 2 and 30°C/s until room temperature is reached.

7. A method according to Claim 6,
characterised in that
in the case of hot-dip coating after the heating and subsequent cooling to the intermediate temperature of approx. 200 to 250°C prior to entering the melt bath, the temperature is held for approx. 1 to 20 s and then the steel strip is reheated to the temperature of approx. 420 to 470°C, and once hot-dip coating has taken place cooling at a cooling rate of between approx. 15 and 100°C/s as far as the intermediate temperature of approx. 200 to 250°C takes place and then cooling takes place at a cooling rate of [between] approx. 2 and 30°C/s in air down to room temperature.

8. A method according to one of Claims 6 to 7,

characterised in that

the oxidation potential when annealing with a plant configuration, consisting of directly fired furnace region (NOF) and a steel [sic] tubular furnace (RTF) is increased by a CO content of less than 4%, wherein in the RTF the furnace atmosphere is set to be reducing and to avoid oxidation of the strip prior to immersion in the zinc bath the dewpoint is -30°C or thereunder.

9. A method according to one of Claims 6 to 7,

characterised in that

when annealing only with a radiant tube furnace the dewpoint in the furnace atmosphere is -30°C or above, e.g. -25 or -20°C.

10. A method according to one of Claims 6 to 9,

characterised in that

in the course of the heat treatment comparable microstructures and mechanical characteristics of the strips are set by adapting the plant throughput rate to different strip thicknesses.

11. A method according to one of Claims 6 to 10,

characterised in that

the steel strip is skin-passed following the heat treatment.

12. A method according to at least one of Claims 6 to 11,

characterised in that

the steel strip is tension-levelled following the heat treatment.

Revendications

1. Acier multiphasé à haute résistance avec des résistances à la traction minimums de 580 MPa pour une bande d'acier laminée à froid ou laminée à chaud ayant des propriétés de formage améliorées, en particulier pour la construction automobile légère, composé des éléments suivants (teneurs en % en masse) :

C	0,075 à ≤ 0,105
Si	0,600 à ≤ 0,800
Mn	1,000 à ≤ 2,250
Cr	0,280 à ≤ 0,480
Al	0,010 à ≤ 0,060
P	≤ 0,020
N	≤ 0,0100
S	≤ 0,0150

le reste est constitué de fer et d'impuretés résultant de la fusion, à condition que,

pour des épaisseurs de bandes jusqu'à 1 mm, la teneur en Mn soit ≤ 1,500 % et la somme des teneurs en Mn+Si+Cr soit ≥ 1,88 et ≤ 2,60 %,

pour des épaisseurs de bandes de 1 à 2 mm, la teneur en Mn soit ≤ 1,750 % et la somme des teneurs en Mn+Si+Cr soit ≥ 2,20 et ≤ 3,00 %, et

pour des épaisseurs de bande ≥ 2mm, la teneur en Mn soit ≥ 1,500 % et la somme des teneurs en Mn+Si+Cr soit ≥ 2,50 et ≤ 3,53 %.

2. Acier selon la revendication 1,

caractérisé en ce que,

la teneur en N est ≤ 0,0090 %.

3. Acier selon la revendication 1,

caractérisé en ce que,

la teneur en N est ≤ 0,0080 %.

4. Acier selon la revendication 1,
caractérisé en ce que,
la teneur en S est $\leq 0,0050$ %.

- 5 5. Acier selon la revendication 1,
caractérisé en ce que,
la teneur en S est $\leq 0,0030$ %.

- 10 6. Procédé de fabrication d'une bande d'acier laminée à froid ou à chaud à partir d'un acier produit selon l'une quel-
conque des revendications 1 à 5, dans lequel une structure à deux phases est produite pendant un recuit continu,
caractérisé en ce que,
la bande d'acier laminée à froid ou laminée à chaud est chauffée à une température dans la plage d'environ 700 à
950 °C pendant le recuit continu, et **en ce que** la bande d'acier recuite est ensuite refroidie à une vitesse de
refroidissement comprise entre environ 15 et 100 °C/s jusqu'à une première température intermédiaire comprise
15 entre environ 300 et 500 °C, puis à une seconde vitesse de refroidissement comprise entre environ 15 et 100 °C/s
jusqu'à une seconde température intermédiaire comprise entre environ 200 et 250 °C, et **en ce que**, lors du recuit
continu, la bande d'acier recuite est chauffée à une température comprise entre environ 200 à 250 °C, puis la bande
d'acier est refroidie à l'air à une vitesse de refroidissement comprise entre environ 2 et 30 °C/s jusqu'à ce que la
température ambiante soit atteinte, ou le refroidissement est maintenu à une vitesse comprise entre environ 15 et
20 100 °C/s de la première température intermédiaire jusqu'à la température ambiante, dans lequel par un processus
de transformation par galvanisation à chaud après le chauffage et ensuite de refroidissement, le refroidissement
est interrompu avant l'entrée dans le bain de fusion et, après la transformation par galvanisation à chaud, le refroi-
dissement se poursuit à une vitesse comprise entre environ 15 et 100 °C/s jusqu'à une température intermédiaire
d'environ 200 à 250 °C, puis la bande d'acier est refroidie à l'air à une vitesse de refroidissement d'environ 2 et 30
25 °C/s jusqu'à atteindre la température ambiante.

7. Procédé selon la revendication 6,
caractérisé en ce que,
dans une transformation par galvanisation à chaud, après chauffage et refroidissement ultérieur à la température
intermédiaire comprise entre environ 200 et 250 °C avant l'entrée dans le bain de fusion, la température est maintenue
30 pendant environ 1 à 20 s, puis la bande d'acier est à nouveau chauffée jusqu'à la température comprise entre
environ 420 et 470 °C et, après transformation par galvanisation à chaud, le refroidissement s'effectue à une vitesse
de refroidissement comprise entre environ 15 et 100 °C/s jusqu'à une température intermédiaire comprise entre
environ 200 et 250 °C, puis à l'air à une vitesse de refroidissement comprise entre environ 2 et 30 °C/s jusqu'à la
35 température ambiante.

8. Procédé selon l'une des revendications 6 à 7,
caractérisé en ce que,
le potentiel d'oxydation lors d'un recuit avec une configuration d'installation constituée d'une zone de four directement
40 chauffée (NOF) et d'un four à tubes d'acier (RTF) est augmenté par une teneur en CO inférieure à 4 %, dans lequel
l'atmosphère du four dans le RTF est réglée pour réduire, et pour éviter une oxydation de la bande avant son
immersion dans le bain de zinc, le point de rosée est établi à -30 °C ou moins.

9. Procédé selon l'une quelconque des revendications 6 ou 7,
caractérisé en ce que,
45 le point de rosée dans l'atmosphère du four est de -30 °C ou plus, par exemple -25 ou -20 °C, lors du recuit
uniquement avec un four à tubes d'acier.

10. Procédé selon l'une des revendications 6 à 9,
caractérisé en ce que,
50 en ajustant la vitesse de passage de l'installation à différentes épaisseurs de bandes au cours du traitement ther-
mique, des états de structure et des valeurs caractéristiques mécaniques comparables des bandes sont définis.

11. Procédé selon l'une des revendications 6 à 10,
caractérisé en ce que,
55 la bande d'acier est dressée après le traitement thermique.

12. Procédé selon au moins l'une quelconque des revendications 6 à 11,

EP 2 864 517 B1

caractérisé en ce que,
la bande d'acier est redressé par étirage après le traitement thermique.

5

10

15

20

25

30

35

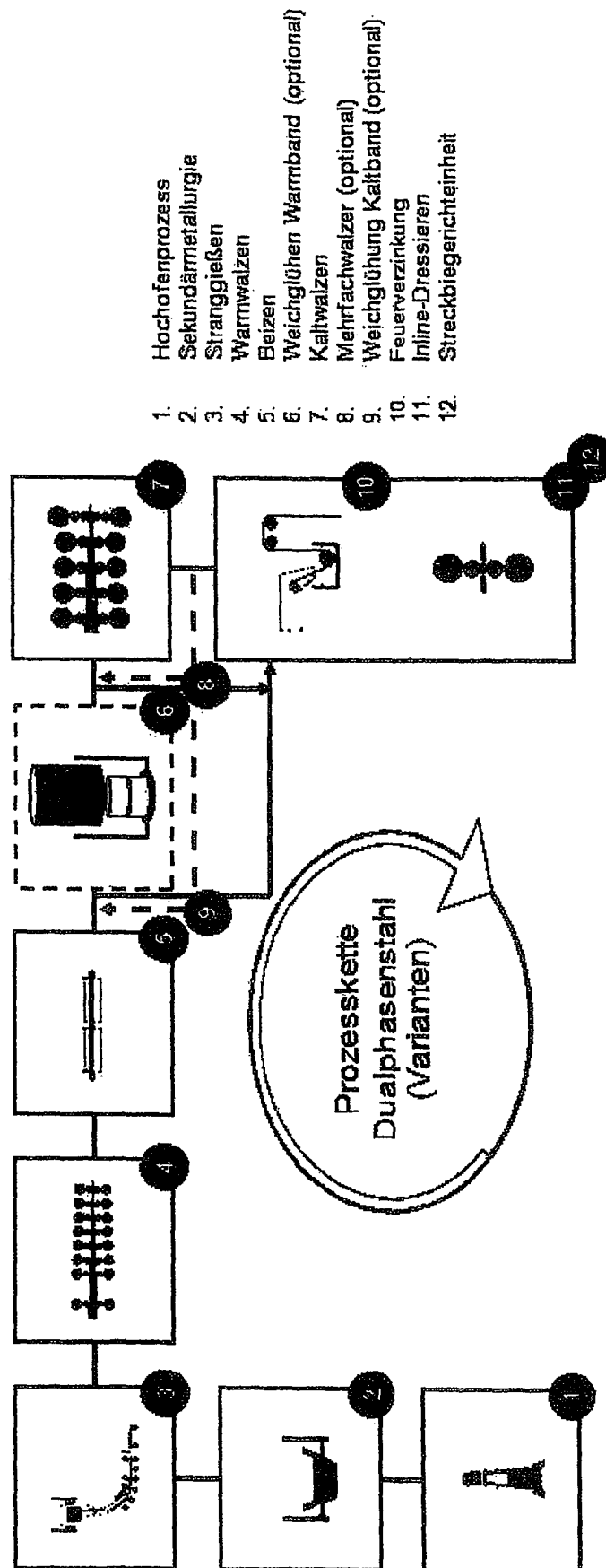
40

45

50

55

Figur 1



1. Hochofenprozess
2. Sekundärmetallurgie
3. Stranggießen
4. Warmwalzen
5. Beizen
6. Weichglühen Warmband (optional)
7. Kaltwalzen
8. Mehrfachwalzer (optional)
9. Weichglühen Kaltband (optional)
10. Feuerverzinkung
11. Inline-Dressieren
12. Streckbiegerichteinheit

Stahl	Prozess Verfahren	Dicke	relative Lochaufweitung bezogen auf Vergleichsgüte	absolute Lochaufweitung nach ISO 16630
Vergleichsgüte	Prozess 7b Verfahren 2	1mm	100%	30%
Erfindung	Prozess 7b Verfahren 2	1mm	163%	49%
Vergleichsgüte	Prozess 7b Verfahren 2	2mm	100%	33%
Erfindung	Prozess 7b Verfahren 2	2mm	124%	41%

Anmerkung: Mittelwert, gestanzte

Figur 2

Element	C	Si	Mn	Cr	Al	P	Nb	Mo	N	S	Ceq	Ceq	Ceq	Summe Si+Mn+Cr
	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	CEV	CET	PCM	[%]
(Beispiele)														
Vergleichsgüte	0,131	0,131	1,258	0,628	0,039	0,031	0,0020	0,005	0,0050	0,002	0,48	0,29	0,23	2,02
Erfindung	0,102	0,605	1,374	0,327	0,039	0,012	0,0035	0,003	0,0063	0,001	0,41	0,26	0,21	2,31

Figur 3

Kennwerte quer zur Walzrichtung (Beispiele)	Prozess Verfahren	Blech- Dicke [mm]	Rp0,2 [MPa]	Rm [MPa]	A80 [%]	n_{10-UE} [-]	BH2 [MPa]	Rp0,2/ Rm [%]
EN 10346			340-420	≥ 600	≥ 20	$\geq 0,140$	≥ 30	
Vergleichsgüte	Prozess 7b Verfahren 2	1mm	385	662	20,1	0,149	54	58
Erfindung	Prozess 7b Verfahren 2	1mm	377	647	23,0	0,173	61	58
Vergleichsgüte	Prozess 7b Verfahren 2	2mm	385	612	21,1	0,144	55	63
	Prozess 7c Verfahren 3	2mm	364	604	23,0	0,144	56	60
Erfindung	Prozess 7b Verfahren 2	2mm	362	620	24,3	0,173	58	58
	Prozess 7c Verfahren 3	2mm	419	646	23,6	0,182	77	65

Figur 4

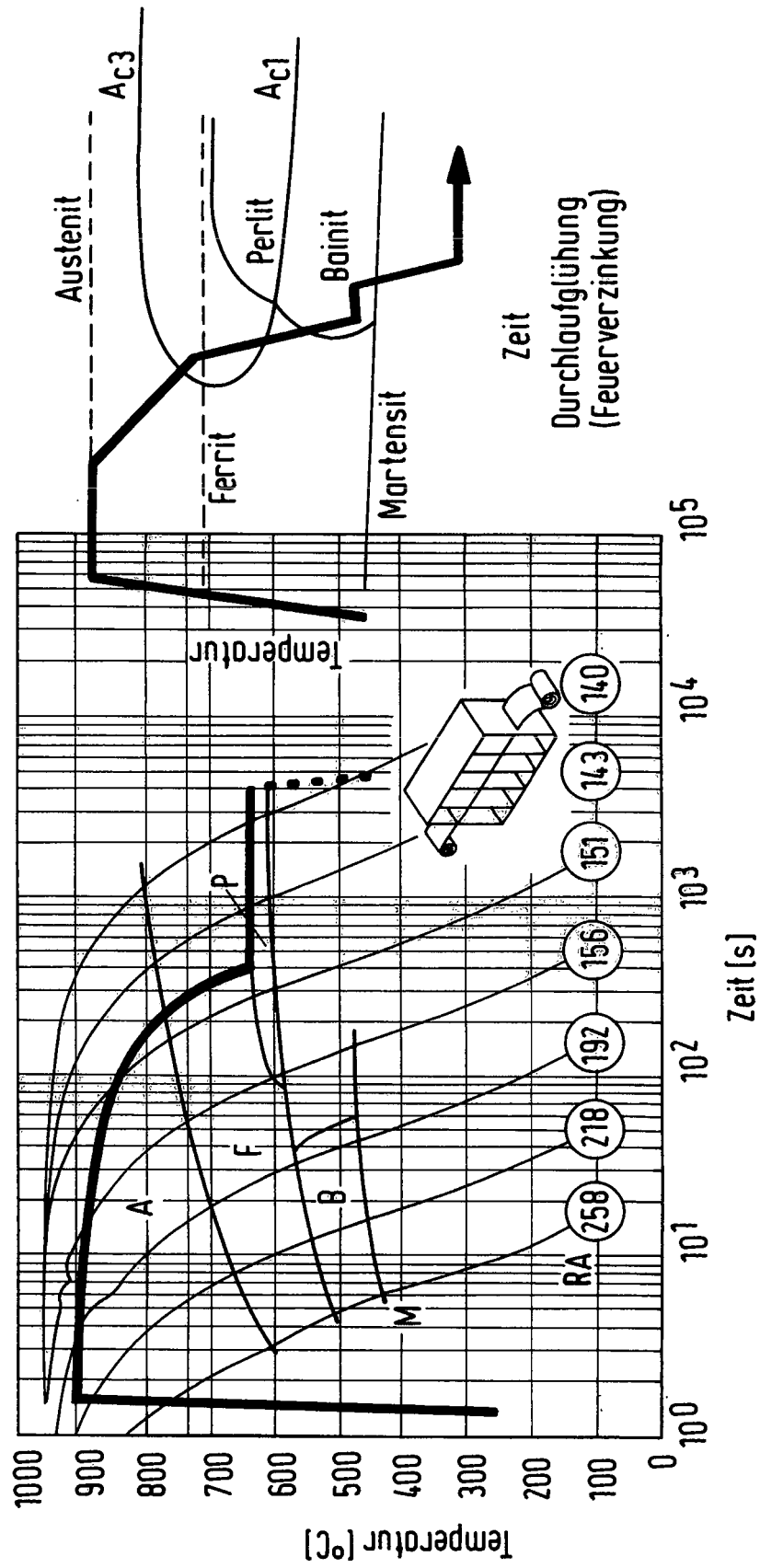


Fig.5

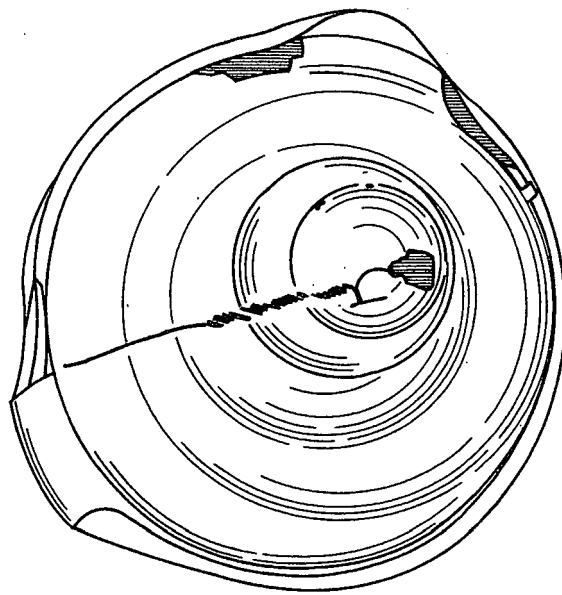
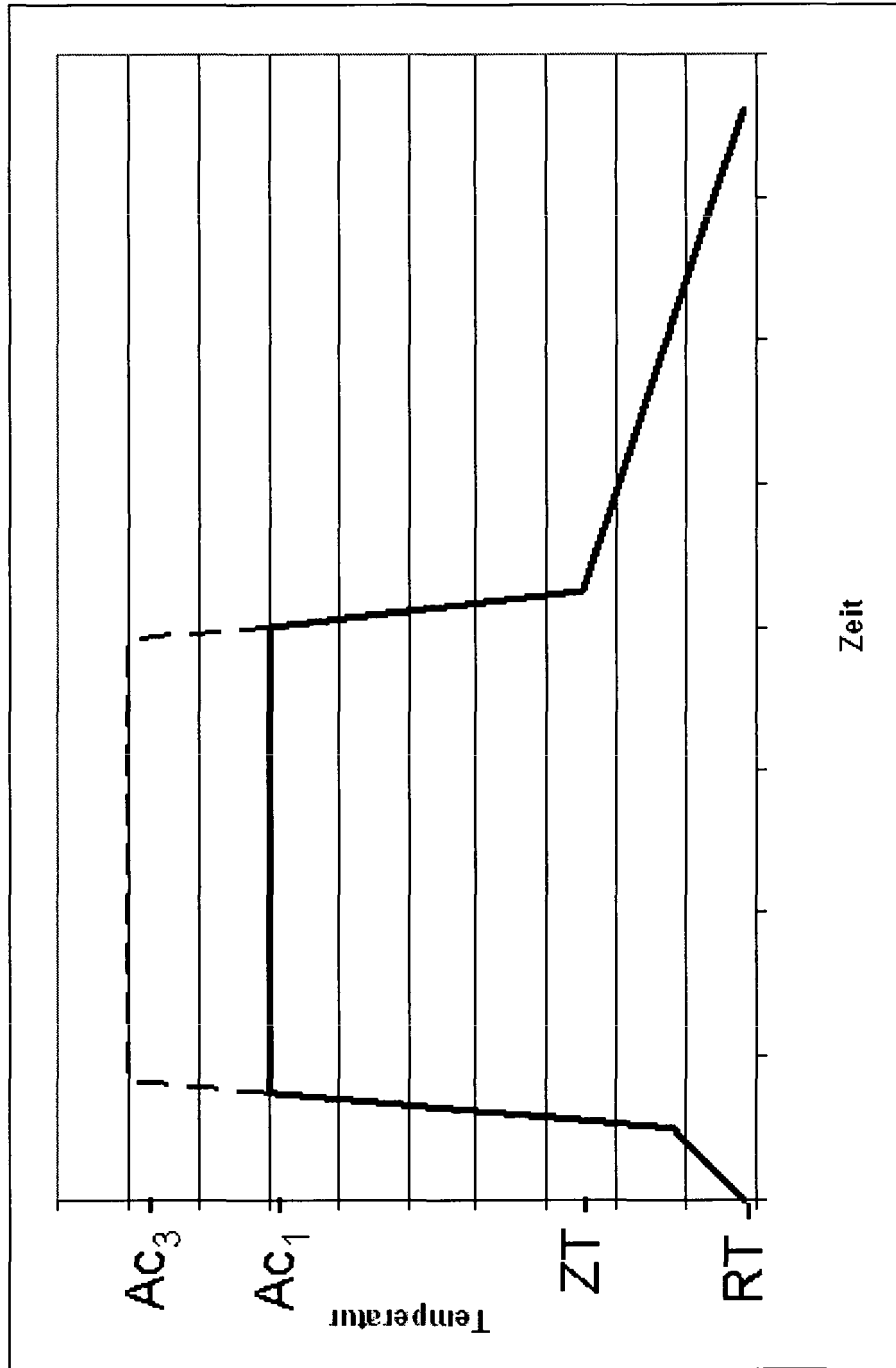
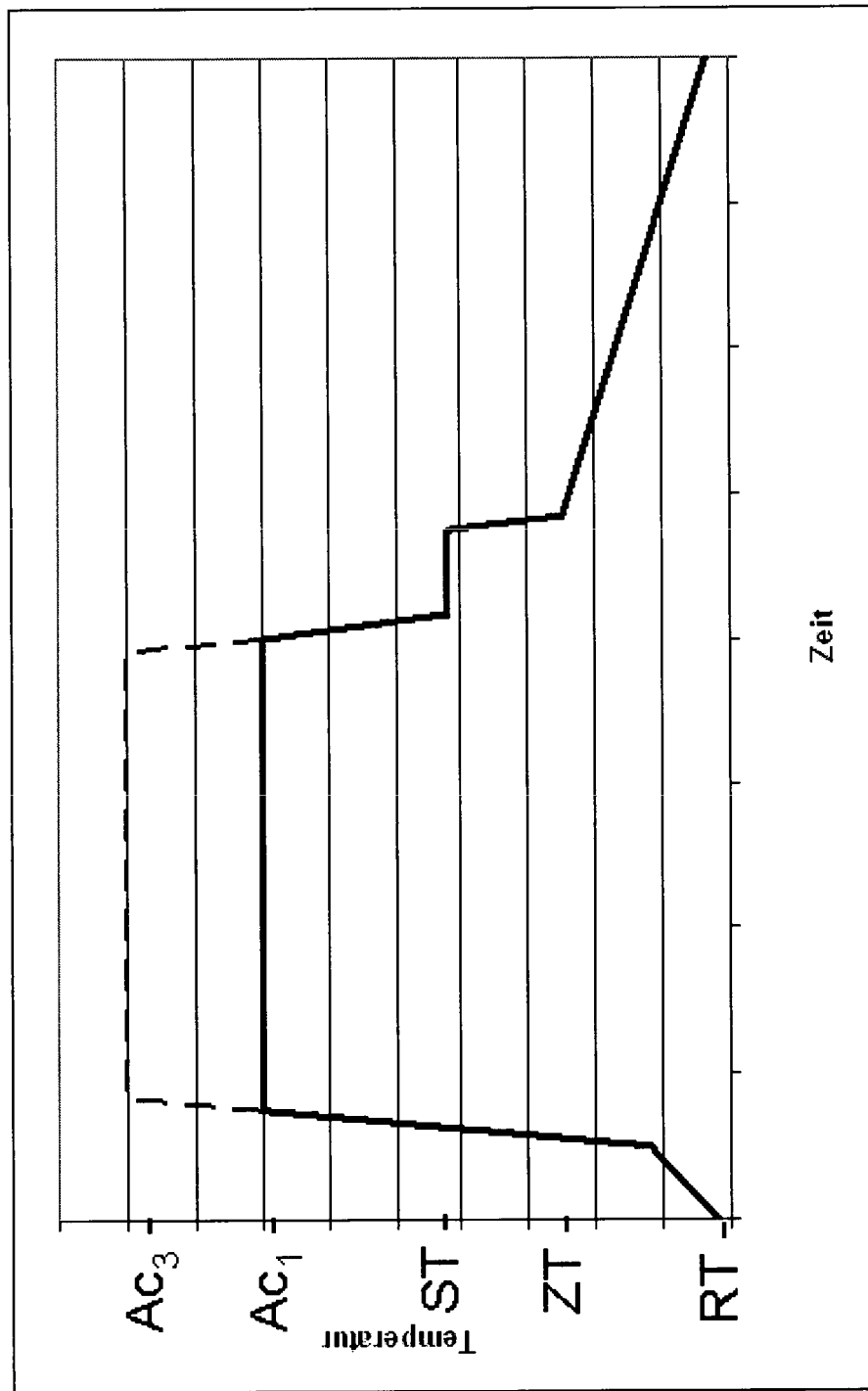


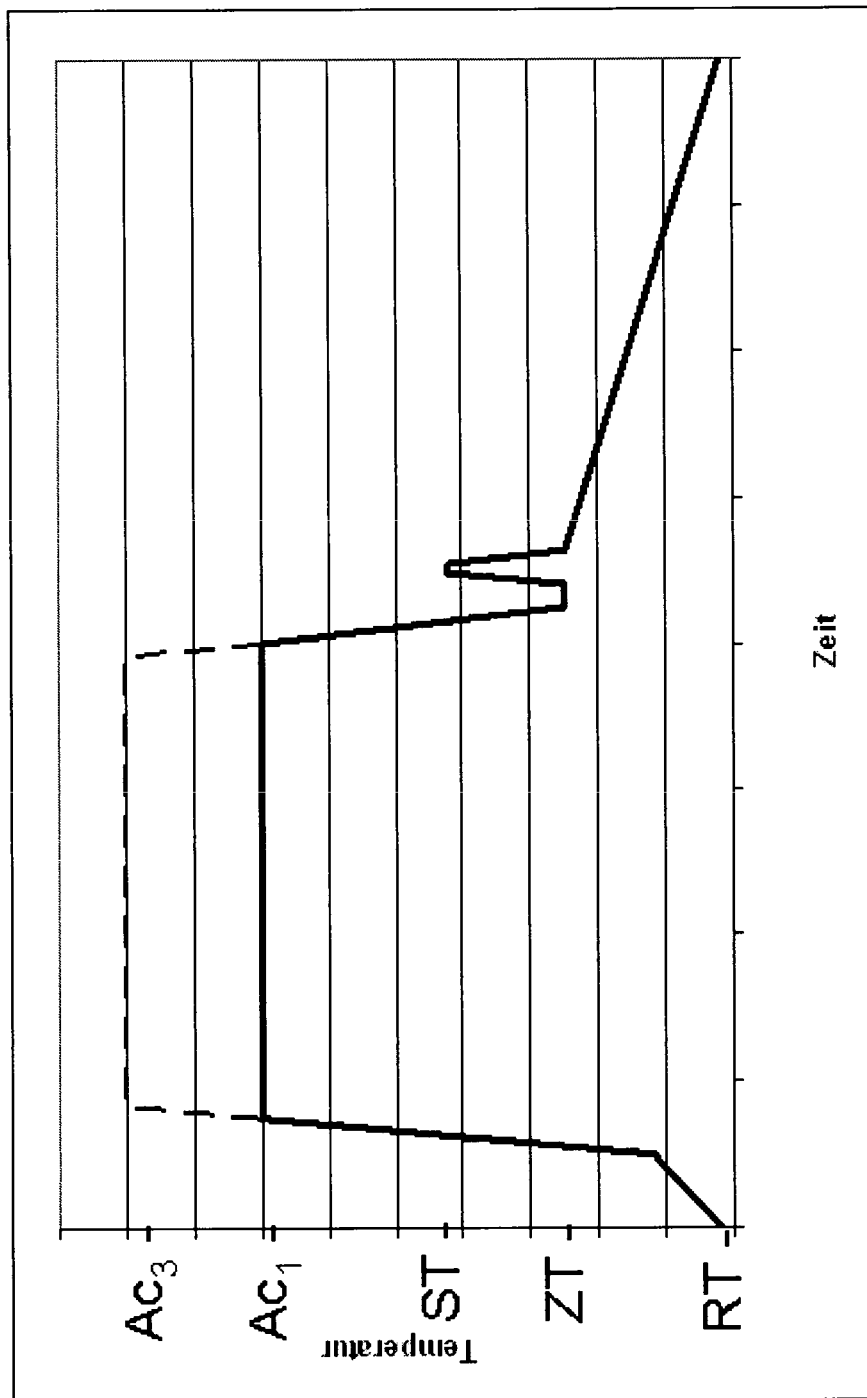
Fig.6



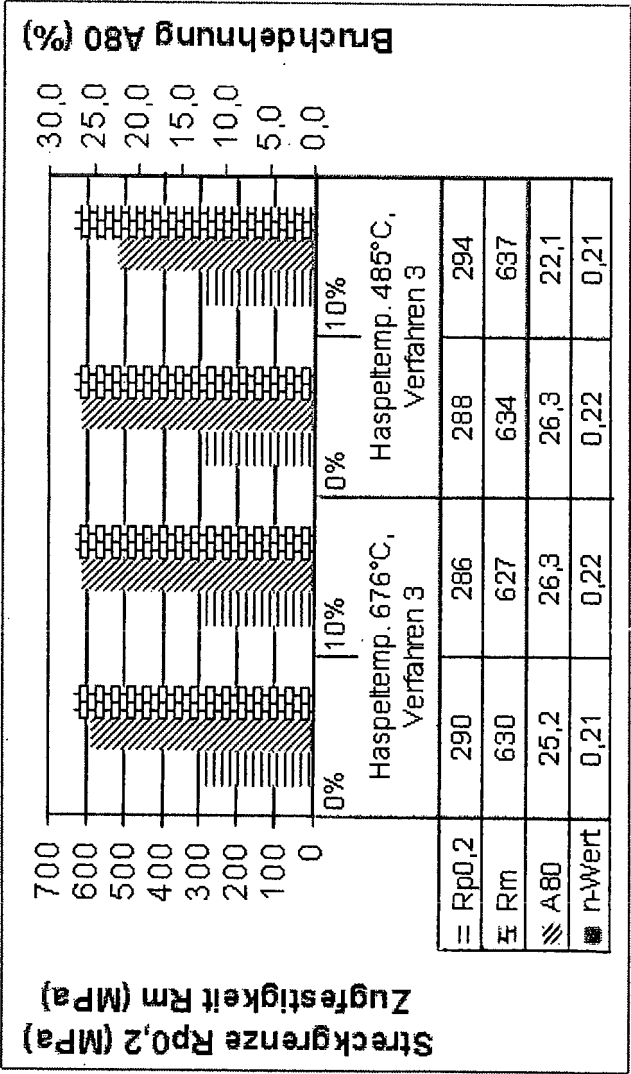
Figur 7a (Legende ZT = Zwischentemperatur, RT = Raumtemperatur)



Figur 7b (Legende ST = Schmelzbadtemperatur, ZT = Zwischentemperatur, RT = Raumtemperatur)



Figur 7c (Legende ST = Schmelzbadtemperatur, ZT = Zwischentemperatur, RT = Raumtemperatur)



Figur 8

IN DER BESCHREIBUNG AUFGEFÜHRTE DOKUMENTE

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

In der Beschreibung aufgeführte Patentdokumente

- DE 10037867 A1 **[0031]**
- DE 19610675 C1 **[0035] [0101]**
- DE 10161465 **[0054]**