

(19)



(11)

**EP 2 668 302 B1**

(12)

**EUROPÄISCHE PATENTSCHRIFT**

(45) Veröffentlichungstag und Bekanntmachung des Hinweises auf die Patenterteilung:  
**06.06.2018 Patentblatt 2018/23**

(51) Int Cl.:  
**C21D 1/18** (2006.01)      **C21D 8/02** (2006.01)  
**C22C 38/02** (2006.01)      **C22C 38/04** (2006.01)  
**C22C 38/06** (2006.01)      **C22C 38/26** (2006.01)  
**C22C 38/28** (2006.01)      **C22C 38/32** (2006.01)

(21) Anmeldenummer: **11822842.8**

(22) Anmeldetag: **30.11.2011**

(86) Internationale Anmeldenummer:  
**PCT/DE2011/002094**

(87) Internationale Veröffentlichungsnummer:  
**WO 2012/100762 (02.08.2012 Gazette 2012/31)**

(54) **VERFAHREN ZUR HERSTELLUNG EINES STAHLBANDES AUS EINEM HÖHERFESTEN MEHRPHASENSTAHL MIT AUSGEZEICHNETEN UMFORMEIGENSCHAFTEN**

METHOD FOR MANUFACTURING A STRIP FROM A HIGH STRENGTH MULTI-PHASE STEEL HAVING EXCELLENT FORMING PROPERTIES

PROCÉDÉ DE FABRICATION D'UNE BANDE D'ACIER À PARTIR D'UN ACIER MULTIPHASÉ À HAUTE RÉSISTANCE MÉCANIQUE PRÉSENTANT D'EXCELLENTE PROPRIÉTÉS DE DÉFORMATION

(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**

- **POHL, Michael**  
38118 Braunschweig (DE)
- **WÜLLNER, Philipp**  
30161 Hannover (DE)
- **HEINECKE, Jörg**  
38259 Salzgitter (DE)
- **SCHLEGEL, Christian**  
38228 Salzgitter (DE)

(30) Priorität: **26.01.2011 DE 102011010256**  
**25.10.2011 DE 102011117572**

(43) Veröffentlichungstag der Anmeldung:  
**04.12.2013 Patentblatt 2013/49**

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

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

(72) Erfinder:  
 • **WEDEMEIER, Andreas**  
38110 Braunschweig (DE)  
 • **SCHULZ, Thomas**  
38259 Salzgitter (DE)

(56) Entgegenhaltungen:  
**EP-A1- 1 154 028**      **EP-A1- 1 918 406**  
**WO-A1-99/05336**      **WO-A1-2010/126161**

**EP 2 668 302 B1**

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).

## Beschreibung

**[0001]** Die Erfindung betrifft ein Verfahren zur Herstellung eines Kalt- oder warmgewalzten Stahlbandes aus einem höherfesten Mehrphasenstahl mit ausgezeichneten Umformeigenschaften gemäß Anspruch 1.

**[0002]** 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 und höchstfester Stähle die Blechdicke der Fahrzeuge reduziert werden kann bei gleichzeitig verbessertem Umform- und Bauteilverhalten bei der Fertigung und im Betrieb. Diese Stähle müssen daher vergleichsweise hohen Anforderungen hinsichtlich ihrer Festigkeit und Duktilität, Energieaufnahme und bei ihrer Verarbeitung, wie beispielsweise beim Stanzen, der Warm- und Kaltumformung, dem Schweißen und/oder der Oberflächenveredelung (z. B. metallisch veredelt, organisch beschichtet) genügen.

**[0003]** Neu entwickelte Stähle müssen somit neben der geforderten Gewichtsreduzierung den hohen Materialanforderungen bezüglich Dehngrenze, Zugfestigkeit und Bruchdehnung bei guter Umformbarkeit genügen wie auch den Bauteilanforderungen nach hoher Zähigkeit, Kantenrissunempfindlichkeit, Energieabsorption sowie Festigkeit über den Work-Hardening-Effekt und den Bake-Hardening-Effekt.

**[0004]** 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.

**[0005]** Die die Stahlsorten bestimmenden Verarbeitungseigenschaften der Dualphasenstähle, wie ein sehr niedriges Streckgrenzenverhältnis bei gleichzeitig sehr hoher Zugfestigkeit, eine starke Kaltverfestigung und eine gute Kaltumformbarkeit, sind hinreichend bekannt.

**[0006]** Mit steigender Tendenz finden auch Mehrphasenstähle Anwendung, wie Complexphasenstähle, ferritisch-bainitische Stähle, bainitische Stähle sowie martensitische Stähle, die durch unterschiedliche Gefügezusammensetzungen charakterisiert sind.

**[0007]** Complexphasenstähle in warm- bzw. kaltgewalzter Ausführung 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 Kornverfeinerung bewirkt wird.

**[0008]** Ferritisch-bainitische Stähle in warmgewalzter

Ausführung sind Stähle, die Bainit oder verfestigten Bainit in einer Matrix aus Ferrit und/oder verfestigten Ferrit enthalten.

**[0009]** Die Verfestigung der Matrix wird durch eine hohe Versetzungsdichte, durch Kornfeinung und die Ausscheidung von Mikrolegierungselementen bewirkt.

**[0010]** Bainitische Stähle in warmgewalzter bzw. kaltgewalzter Ausführung 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.

**[0011]** Martensitische Stähle in warmgewalzter Ausführung sind Stähle, die durch thermomechanisches Walzen kleine Anteile von Ferrit und/oder Bainit in einem Grundgefüge aus Martensit enthalten. Die 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.

**[0012]** Zum Einsatz kommen diese Stähle u. a. in Struktur-, Fahrwerks- und crashrelevanten Bauteilen, sowie als flexibel kaltgewalzte Bänder. Diese Tailor Rolled Blank Leichtbau-Technologie (TRB®) ermöglicht eine signifikante Gewichtsreduktion durch die belastungsangepasste Wahl der Blechdicke über die Bauteillänge.

**[0013]** Die Herstellung von TRB@s mit Mehrphasengefüge ist mit heute bekannten Legierungen und verfügbaren kontinuierlichen Glühanlagen für stark variierende Blechdicken allerdings nicht ohne Einschränkungen, wie z. B. für die Wärmebehandlung vor dem Kaltwalzen, möglich. In Bereichen unterschiedlicher Blechdicke kann aufgrund eines bei den gängigen Prozessfenstern auftretenden Temperaturgefälles kein homogenes mehrphasiges Gefüge in kalt- wie auch warmgewalzten Stahlbändern eingestellt werden.

**[0014]** Üblicherweise werden kaltgewalzte 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, entsprechend den geforderten mechanisch-technologischen Eigenschaften mit dem dafür notwendigen Gefüge eingestellt.

**[0015]** Zur Einstellung des Dualphasengefüges wird das Warm- oder Kaltband im Durchlaufglühofen auf eine solche Temperatur aufgeheizt, dass sich während der Abkühlung die geforderte Gefügeausbildung einstellt. Gleiches gilt für die Einstellung eines Stahls mit Complexphasengefüge, martensitischem, ferritisch-bainitischem sowie rein bainitischem Gefüge.

**[0016]** Wenn aufgrund hoher Korrosionsschutzanforderungen die Oberfläche des Warm- oder Kaltbandes

schmelztauchverzinkt werden soll, erfolgt die Glühbehandlung üblicherweise in einem dem Verzinkungsbad vorgeschalteten Durchlaufglühofen.

**[0017]** 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.

**[0018]** Beim Durchlaufglühen von warm- oder kaltgewalzten Stahlbändern mit z. B. aus den Schriften EP 0 152 665 B1, EP 0691 415 B1, EP 0510 718 B1 EP 1154028A1 oder WO 2010/126161A1 bekannten Legierungskonzepten für Dualphasenstähle besteht das Problem, dass nur ein enges Prozessfenster für die Glühparameter vorhanden ist, um bei Querschnittsprüngen ohne Anpassung der Prozessparameter gleichmäßige mechanische Eigenschaften über die Bandlänge zu gewährleisten.

**[0019]** Enges Prozessfenster bedeutet hier, dass je nach Querschnitt des zu glühenden Bandes die Prozessparameter angepasst werden müssen, um durch eine homogene Temperaturverteilung im Band und bei der Abkühlung das geforderte Gefüge und die mechanisch-technologischen Eigenschaften zu erreichen. Bei vergrößerten Prozessfenstern sind bei gleichen Prozessparametern die geforderten Bänderigenschaften auch bei unterschiedlichen Querschnitten der zu glühenden Bänder möglich.

**[0020]** Neben flexibel gewalzten Bändern mit unterschiedlichen Blechdicken über die Bandlänge müssen oftmals auch Bänder mit unterschiedlicher Dicke, z. B. mit 1,5 und 2,0 mm und/oder unterschiedlicher Breite, wie z. B. 900 und 1400 mm, nacheinander geglüht werden.

**[0021]** Eine homogene Temperaturverteilung ist gerade bei unterschiedlichen Dicken im Übergangsbereich von einem Band zum anderen nur schwierig zu erreichen. Dies kann bei Legierungszusammensetzungen mit zu kleinen Prozessfenstern bei der Durchlaufglühung dazu führen, dass z. B. das dünnere Band entweder zu langsam durch den Ofen gefahren wird und dadurch die Produktivität gesenkt wird, oder dass das dickere Band zu schnell durch den Ofen gefahren wird und die geforderte Glühtemperatur und damit das geforderte Gefüge nicht erreicht wird. Die Folgen sind vermehrter Ausschuss oder sogar Reklamationen durch den Kunden.

**[0022]** Der entscheidende Prozessparameter ist somit die Einstellung der Geschwindigkeit bei der Durchlaufglühung, da die Phasenumwandlung temperatur- und zeitgesteuert 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.

**[0023]** Besonders gravierend wird das Problem eines zu engen Prozessfensters bei der Glühbehandlung, wenn belastungsoptimierte Bauteile aus Warm- oder Kaltband hergestellt werden sollen, die über die Bandlänge und Bandbreite variierende Blechdicken aufwei-

sen, z. B. flexibel gewalzt worden sind.

**[0024]** Ein Verfahren zur Herstellung eines Stahlbandes mit unterschiedlicher Dicke über die Bandlänge wird z. B. in der DE 100 37 867 A1 beschrieben.

**[0025]** Bei Anwendung der bekannten Legierungskonzepte für die Gruppe der Mehrphasenstähle ist es aufgrund des engen Prozessfensters schon beim Durchlaufglühen unterschiedlich dicker Bänder nur schwer möglich, über die gesamte Bandlänge des Bandes gleichmäßige mechanische Eigenschaften zu erreichen. Complexphasenstähle weisen zudem ein noch engeres Prozessfenster auf als Dualphasenstähle.

**[0026]** Bei flexibel gewalzten Kaltbändern aus Stählen bekannter Zusammensetzungen weisen wegen des zu kleinen Prozessfensters die Bereiche mit geringerer Blechdicke aufgrund der Umwandlungsvorgänge bei der Abkühlung entweder zu hohe Festigkeiten durch zu große Martensitanteile auf oder die Bereiche mit größerer Blechdicke erreichen zu geringe Festigkeiten durch zu geringe Martensitanteile. Homogene mechanisch-technologische Eigenschaften über die Bandlänge oder -breite sind mit den bekannten Legierungskonzepten beim Durchlaufglühen praktisch nicht zu erreichen.

**[0027]** Das Ziel, die finalen 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 darstellbar, so dass für unterschiedliche Festigkeitsklassen und oder Querschnittsbereiche veränderte Legierungskonzepte notwendig sind.

**[0028]** Der Erfindung liegt daher die Aufgabe zugrunde, ein anderes Legierungskonzept für einen höherfesten Mehrphasenstahl mit unterschiedlichsten Gefügezusammensetzungen anzugeben, 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 mit möglichst homogenen mechanisch-technologischen Eigenschaften erzeugt werden können. Des Weiteren soll ein Legierungskonzept angegeben werden, mit dem auch unterschiedliche Festigkeitsklassen bedient werden können.

**[0029]** Nach der Lehre der Erfindung wird diese Aufgabe gelöst durch einen Stahl mit folgenden Gehalten in Gewichts-%:

C	0,060 bis ≤ 0,115
Al	0,020 bis ≤ 0,060

(fortgesetzt)

Si	0,100 bis $\leq$ 0,500
Mn	1,300 bis $\leq$ 2,500
P	$\leq$ 0,025
S	$\leq$ 0,0100
Cr	0,280 bis $\leq$ 0,480
Mo	$\leq$ 0,150
Ti	$\geq$ 0,005 bis $\leq$ 0,050
Nb	$\geq$ 0,005 bis $\leq$ 0,050
B	$\geq$ 0,0005 bis $\leq$ 0,0060
N	$\cong$ 0,0100

Rest Eisen, einschließlich üblicher stahlbegleitender oben nicht erwähnter Elemente.

**[0030]** Der erfindungsgemäße Stahl bietet den Vorteil eines deutlich vergrößerten Prozessfensters im Vergleich zu den bekannten Stählen. Daraus resultiert eine erhöhte Prozesssicherheit beim Durchlaufglühen von Kalt- und Warmband mit Mehrphasengefüge. Somit können für durchlaufgeglühte Warm- oder Kaltbänder homogenere mechanisch-technologische Eigenschaften im Band auch bei unterschiedlichen Querschnitten und sonst gleichen Prozessparametern gewährleistet werden.

**[0031]** Dies gilt für das Durchlaufglühen aufeinander folgender Bänder mit unterschiedlichen Bandquerschnitten wie auch für Bänder mit variierender Blechdicke über Bandlänge bzw. Bandbreite. Z. B. ist damit eine Prozessierung in ausgewählten Dickenbereichen, wie kleiner 1 mm Banddicke, 1 bis 2 mm Banddicke und größer 2 mm Banddicke möglich.

**[0032]** Werden erfindungsgemäß im Durchlaufglühverfahren erzeugte höherfeste Warm- oder Kaltbänder aus Mehrphasenstahl mit variierenden Blechdicken erzeugt, können aus diesem Material vorteilhaft belastungsoptimierte Bauteile umformtechnisch hergestellt werden.

**[0033]** Das erzeugte Material kann sowohl als Kalt- wie auch als Warmband über eine Feuerverzinkungslinie oder eine reine Durchlaufglühanlage erzeugt werden im dressierten und undressierten und auch im wärmebehandelten Zustand (Zwischenglühen).

**[0034]** Gleichzeitig besteht die Möglichkeit, durch gezielte Variierung der Prozessparameter die Gefügeanteile so einzustellen, dass Stähle in unterschiedlichen Festigkeitsklassen herstellbar sind.

**[0035]** Die mit der erfindungsgemäßen Legierungszusammensetzung erzeugten Stahlbänder zeichnen sich bei der Fertigung eines Mehrphasen bzw. bainitischen Stahles durch ein im Vergleich deutlich breiteres Prozessfenster hinsichtlich Temperatur und Durchlaufgeschwindigkeit bei der interkritischen Glühung zwischen  $A_{c1}$  und  $A_{c3}$  bzw. bei einer austenitisierenden Glühung über  $A_{c3}$  mit abschließender gesteuerter Abkühlung im Vergleich zu den bekannten Legierungskonzepten aus.

**[0036]** Als vorteilhaft haben sich Glühtemperaturen

von 700 bis 950°C und Abkühlgeschwindigkeiten von 15 bis 100°C/s bis auf eine Temperatur von 420 bis 470°C mit Halten bei einer Zwischentemperatur von 200 bis 250°C und auch mit vorgeschalteter optionaler Wiedererwärmung herausgestellt, mit denen sich die geforderten Mehrphasengefüge über die Bandlänge gleichmäßig einstellen lassen. Dies wirkt sich besonders vorteilhaft bei der Glühung flexibel gewalzter Bänder oder bei der nacheinander erfolgenden Glühung von Bändern unterschiedlicher Querschnitte aus, so dass hierdurch sehr gleichmäßige Werkstoffeigenschaften erreicht werden.

**[0037]** Die Grundlage für das Erreichen eines breiten Prozessfensters ist die erfindungsgemäße Kombination der Mikrolegierungselemente Titan, Niob und Bor mit optionaler Zugabe von Molybdän.

**[0038]** Feine Titanausscheidungen wirken in gleicher Weise wie Niob-Carbide und verstärken gemeinsam den Effekt. Titan bindet den Stickstoff ab, der deshalb nicht mehr für die Bildung von Bor-Nitrid zur Verfügung steht, wodurch die Bor-Legierung wirken kann. In diesem Fall bewirkt die Zugabe von Bor, welches frei vorliegt, eine Erhöhung der Härtebarkeit.

**[0039]** Bor ist eines der Elemente, das sich neben einer hohen Aufhärtung auch durch eine hohe Einhärtungswirkung auszeichnet. Die Mikrostruktur wird isotroper, weil Unterschiede in den Abkühlraten, die durch die Prozessführung oder die Geometrie des Bandes hervorgerufen werden, weniger starken Einfluss haben, was auch zu einem größeren Prozessfenster führt

**[0040]** Das freie Bor ist in der Lage eine verhältnismäßig homogene Mikrostruktur (gleiche Gefügeanteile) über die Blechdicke gesehen zu erzeugen. Gleiches gilt auch für den weniger stark ausgeprägten Einfluss von Temperaturgradienten, die über die Länge des Bandes oder im Bezug auf dessen Breite auftreten.

**[0041]** Bei klassischen Dualphasenstählen ist neben Mangan, Chrom und Silizium auch der Kohlenstoff für die Umwandlung von Austenit zu Martensit verantwortlich. Durch Bor kann man deshalb einen Teil des Kohlenstoffs substituieren. Dies wirkt sich ebenfalls positiv auf die Mikrostruktur aus, da der Kohlenstoff eines der am stärksten seigernden Elemente im Stahl ist. Dadurch sind Seigerungen, die zu lokal unterschiedlichen thermodynamischen Triebkräften führen, weniger stark ausgeprägt, wodurch wiederum eine höhere Robustheit gegenüber prozess- oder geometriebedingten Temperaturschwankungen erreicht wird. Werkstoffcharakteristisch ist, dass die zusätzliche Zugabe von Titan und Bor neben Niob sehr deutlich das Ferritgebiet zu späteren Zeiten während der Abkühlung verschiebt. Dadurch wird das Potenzial für Complexphasenstähle und bainitische Stähle ermöglicht.

**[0042]** Die Anteile von Ferrit werden dabei durch erhöhte Anteile von Bainit je nach Prozessparameter mehr oder weniger stark reduziert. Durch die Kombination der drei Mikrolegierungselemente wird die zuvor beschriebene Werkstoffvielfalt ermöglicht.

**[0043]** Bei Versuchen hat sich gezeigt, dass allein die

Mikrolegierungselemente-Kombination Niob und Bor nicht ausreichend ist, um ein breites Prozessfenster und den typischerweise hierfür geforderten Zugfestigkeitsbereich von mindestens 750MPa für Warmband und mindestens 780MPa für kaltnachgewalztes Warmband und Kaltband zu erreichen. Erst durch die Zugabe von Titan in den angegebenen Gehalten wurde dies möglich.

**[0044]** Durch die Einstellung eines niedrigen Kohlenstoffgehaltes von  $\leq 0,115\%$  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.

**[0045]** Die Karbid- und auch die Nitridbildung von Vanadium setzt erst ab Temperaturen um  $1000^{\circ}\text{C}$  bzw. noch nach der  $\alpha/\beta$ -Umwandlung ein, also wesentlich später als bei Titan und Niob. Vanadium hat somit durch die geringe Anzahl der im Austenit vorhandenen Ausscheidungen kaum eine Kornverfeinernde Wirkung. Auch das Austenitkornwachstum wird durch die erst späte Ausscheidung der Vanadiumkarbide nicht gehemmt. Somit beruht die festigkeitssteigernde Wirkung fast allein auf der Ausscheidungshärtung.

**[0046]** Ein Vorteil des Vanadiums ist die hohe Löslichkeit im Austenit und der durch die tiefe Ausscheidungstemperatur verursachte große Volumenanteil an feinen Ausscheidungen.

**[0047]** 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 Mikrolegierungselementen kombiniert werden. Begleitelemente runden das Analysenkonzept ab.

**[0048]** 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.

**[0049]** 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 Fertigung verhältnismäßig leicht aufgenommen werden kann. Wasserstoff kann dabei nur in atomarer (ionischer) Form ins Eisengitter aufgenommen werden.

**[0050]** Wasserstoff wirkt stark verspröndend 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.

**[0051]** Durch eine Rekombination zu molekularem Wasserstoff können Kaltrisse entstehen. Dieses Verhalten tritt bei der Wasserstoffversprödung oder wasserstoffinduzierter Spannungsrisskorrosion auf. Auch beim verzögerten Riss, dem sogenannten Delayed-Fracture, der ohne äußere Spannungen auftritt, wird Wasserstoff

oft als Grund genannt.

**[0052]** Daher sollte der Wasserstoffgehalt im Stahl so gering wie möglich sein.

**[0053]** 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 verspröndenden Wirkung sowie der negativen Auswirkungen auf die Alterungsbeständigkeit wird während der Herstellung so weit wie möglich versucht, den Sauerstoffgehalt zu reduzieren.

**[0054]** 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. Bei einer feinen Ausscheidung, speziell von Aluminiumoxiden, kann jedoch auch eine Kornfeinung erfolgen.

**[0055]** Aus vorgenannten Gründen sollte deshalb der Sauerstoffgehalt im Stahl so gering wie möglich sein.

**[0056]** 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.

**[0057]** Aus vorgenannten Gründen ist der Stickstoffgehalt auf  $\leq 0,0100\%$ , vorteilhaft auf  $\leq 0,0090\%$  bzw. optimal auf  $\leq 0,0070\%$  bzw. auf unvermeidbare, stahlbegleitende Mengen begrenzt.

**[0058]** 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 verspröndend wirkt. Es wird deshalb versucht, möglichst geringe Mengen an Schwefel in der Schmelze zu erreichen (z. B. durch eine Tiefvakuumbehandlung). Des Weiteren wird der vorhandene Schwefel durch Zugabe von Mangan in die relativ ungefährliche Verbindung Mangansulfid (MnS) überführt.

**[0059]** 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 zeitlich ausgeprägten Gefüge und kann bei stark ausgeprägter Zeiligkeit zu verschlechterten mechanischen Eigenschaften führen (z. B. ausgeprägte Martensitzeilen statt verteilte Martensitinseln, kein isotropes Werkstoffverhalten, verminderte Bruchdehnung).

**[0060]** Aus vorgenannten Gründen ist der Schwefel-

gehalt auf  $\leq 0,0100\%$  bzw. auf unvermeidbare, stahlbegleitende Mengen begrenzt.

**[0061]** 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.

**[0062]** Es wird allerdings in der Regel versucht, den Phosphorgehalt soweit wie möglich abzusenken, da er unter anderem durch seine geringe Diffusionsgeschwindigkeit stark seigerungsanfällig ist und im hohen Maße die Zähigkeit vermindert. Durch die Anlagerung von Phosphor an den Korngrenzen treten in der Regel Korngrenzenbrüche auf. Zudem setzt Phosphor die Übergangstemperatur von zähem zu sprödem Verhalten bis zu  $300^\circ\text{C}$  herauf. Während des Warmwalzens können oberflächennahe Phosphoroxide an den Korngrenzen zu Bruchaufreißungen führen.

**[0063]** In einigen Stählen wird er allerdings aufgrund der niedrigen Kosten und der hohen Festigkeitssteigerung in geringen Mengen ( $<0,1\%$ ) als Mikrolegierungselement eingesetzt. So wird auch in Dualphasenstählen Phosphor teilweise als Festigkeitsträger eingesetzt.

**[0064]** Aus vorgenannten Gründen ist der Phosphorgehalt auf  $\leq 0,025\%$  bzw. auf unvermeidbare, stahlbegleitende Mengen begrenzt.

**[0065]** 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.

**[0066]** So kann zum Beispiel Chrom in gelöster Form schon in geringen Mengen die Härbarkeit von Stahl erheblich steigern. In Form von Chromcarbiden kann er durch eine Teilchenverfestigung eine direkte Festigkeitssteigerung bewirken. Durch eine Erhöhung der Keimstellen sowie durch Senkung des gelösten Kohlenstoffgehaltes wird dabei allerdings die Härbarkeit herabgesetzt.

**[0067]** Die Zusammenhänge können demnach durchaus vielseitig und komplex sein. Im Folgenden soll auf die Wirkung der Legierungselemente näher eingegangen werden.

**[0068]** Kohlenstoff (C) gilt als das wichtigste Legierungselement im Stahl. Durch seine Anwesenheit wird das Eisen erst zum Stahl. Trotz dieser Tatsache wird während der Stahlherstellung der Kohlenstoffanteil drastisch abgesenkt. Bei Dualphasenstählen für eine kontinuierliche Schmelztauchveredelung beträgt sein Anteil nach DIN EN 10346 je nach Güte maximal  $0,23\%$ , ein Mindestwert ist nicht vorgegeben.

**[0069]** Kohlenstoff wird aufgrund seines kleinen Atomradius interstitiell im Eisengitter gelöst. Die Löslichkeit ist dabei im  $\alpha$ -Eisen maximal  $0,02\%$  und im  $\beta$ -Eisen maximal  $2,06\%$ . Kohlenstoff steigert in gelöster Form die Härbarkeit von Stahl erheblich.

**[0070]** Durch die hervorgerufenen Gitterverspannungen im gelösten Zustand werden Diffusionsvorgänge be-

hindert und somit Umwandlungsvorgänge verzögert. Zudem begünstigt Kohlenstoff die Bildung von Austenit, erweitert also das Austenitgebiet zu niedrigeren Temperaturen. Mit steigendem zwangsgelösten Kohlenstoffgehalt steigen die Gitterverzerrungen und damit die Festigkeitswerte des Martensits.

**[0071]** Kohlenstoff ist zudem erforderlich um Carbide zu bilden. Ein nahezu in jedem Stahl vorkommender Vertreter ist der Zementit ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ). Es können sich jedoch auch wesentlich härtere Sondercarbide 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 sicherzustellen, werden deshalb der minimale C-Gehalt auf  $0,060\%$  und der maximale C-Gehalt auf  $0,115\%$  festgelegt.

**[0072]** Silizium (Si) bindet beim Vergießen Sauerstoff und vermindert somit Seigerungen sowie Verunreinigungen im Stahl. Zudem erhöht Silizium durch Mischkristallverfestigung die Festigkeit und das Streckgrenzenverhältnis des Ferrits bei nur geringfügig absinkender Bruchdehnung. Ein weiterer wichtiger Effekt ist, dass Silizium die Bildung von Ferrit zu kürzeren Zeiten verschiebt und somit die Entstehung von ausreichend Ferrit vor der Abschreckung ermöglicht. Durch die Ferritbildung wird der Austenit mit Kohlenstoff angereichert und stabilisiert. Zusätzlich stabilisiert Silizium im unteren Temperaturbereich speziell im Bereich der Bainitbildung durch Verhinderung von Carbidbildung den Austenit (keine Verarmung an Kohlenstoff).

**[0073]** Beim kontinuierlichen Verzinken kann Silizium während des Glühens an die Oberfläche diffundieren und dort zu Siliziumoxiden führen. Während der Eintauchphase im Zinkbad können Siliziumoxide die Ausbildung einer geschlossenen Haftschrift zwischen Stahl und Zink (Hemmschicht) stören. Dies äußert sich in einer schlechten Zinkhaftung und unverzinkten Stellen.

**[0074]** Zudem kann sich bei hohen Siliziumgehalten während des Warmwalzens stark haftender Zunder bilden, der die Weiterverarbeitung beeinträchtigen kann.

**[0075]** Aus den vorgenannten Gründen werden der minimale Si-Gehalt auf  $0,100\%$  und der maximale Si-Gehalt auf  $0,500\%$  festgelegt.

**[0076]** 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  $\alpha$ -/ $\beta$ -Umwandlung zu niedrigeren Temperaturen.

**[0077]** 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.

**[0078]** Mangan kann, analog zum Silizium, bei hohen Konzentrationen an der Oberfläche zu Manganoxiden

führen, die das Zinkhaftungsverhalten und das Oberflächenaussehen negativ beeinflussen können.

**[0079]** Der Mn-Gehalt wird deshalb auf 1,300 bis 2,500% festgelegt.

**[0080]** Chrom (Cr): 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.

**[0081]** Ein weiterer wichtiger Effekt ist, dass Chrom die Anlassbeständigkeit erheblich steigert, so dass es im Zinkbad zu fast keinen Festigkeitsverlusten kommt.

**[0082]** Chrom ist zudem ein Carbiddbildner. Sollte Chrom in Carbidform vorliegen, muss die Austenitisierungstemperatur vor dem Härten hoch genug gewählt werden, um die Chromcarbide zu lösen. Ansonsten kann es durch die erhöhte Keimzahl zu einer Verschlechterung der Einhärtbarkeit kommen.

**[0083]** Der Cr-Gehalt wird deshalb auf Werte von 0,280 bis 0,480% festgelegt.

**[0084]** Molybdän (Mo): Die Zugabe von Molybdän erfolgt ähnlich wie bei Chrom zur Verbesserung der Härtebarkeit. Die Perlit- und Bainitumwandlung wird zu längeren Zeiten geschoben und die Martensitstarttemperatur gesenkt.

**[0085]** Molybdän erhöht zudem die Anlassbeständigkeit erheblich, so dass im Zinkbad keine Festigkeitsverluste zu erwarten sind und bewirkt durch Mischkristallverfestigung eine Festigkeitssteigerung des Ferrits.

**[0086]** Der Mo-Gehalt wird in Abhängigkeit von der Abmessung, der Anlagenkonfiguration und der Gefügeeinstellung optional zulegiert, wobei dann die Mindestzugabe 0,050% sein sollte, um eine Wirkung zu erzielen. Aus Kostengründen wird der Mo-Gehalt auf max. 0,150% festgelegt. 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.

**[0087]** 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 bis auf unvermeidbare, stahlbegleitende Mengen begrenzt.

**[0088]** Andere Legierungselemente wie z. B. Nickel (Ni) oder Zinn (Sn) sind in ihren Gehalten auf unvermeidbare, stahlbegleitende Mengen begrenzt.

**[0089]** Mikrolegierungselemente werden in der Regel nur in sehr geringen Mengen zugegeben (< 0,1%). Sie wirken im Gegensatz zu den Legierungselementen hauptsächlich durch Ausscheidungsbildung können aber auch in gelöstem Zustand die Eigenschaften beeinflussen. Trotz der geringen Mengenzugaben beeinflussen Mikrolegierungselemente die Herstellungsbedingungen sowie die Verarbeitungs- und Endeigenschaften stark.

**[0090]** Als Mikrolegierungselemente kommen in der

Regel im Eisengitter lösliche Carbide- und Nitridbildner zum Einsatz. Eine Bildung von Carbonitriden ist aufgrund der vollständigen Löslichkeit von Nitriden und Carbiden ineinander ebenfalls möglich. Die Neigung, Oxide und Sulfide zu bilden ist bei den Mikrolegierungselementen in der Regel am stärksten ausgeprägt.

**[0091]** Diese Eigenschaft kann positiv genutzt werden, indem die im Allgemeinen schädlichen Elemente Schwefel und Sauerstoff abgebunden werden können. Die Abbindung kann aber auch negative Auswirkungen haben, wenn dadurch nicht mehr genügend Mikrolegierungselemente für die Bildung von Carbiden zur Verfügung stehen.

**[0092]** Typische Mikrolegierungselemente sind Aluminium, Vanadium, Titan, Niob und Bor. Diese Elemente können im Eisengitter gelöst werden und bilden mit Kohlenstoff und Stickstoff wegen einer Abnahme der freien Enthalpie Carbide bzw. Nitride.

**[0093]** 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 Zähigkeits-eigenschaften sowie Festigkeitswerte steigern.

**[0094]** Aluminiumnitrid wird nicht ausgeschieden, wenn Titan in ausreichenden Mengen vorhanden ist. Titanitride haben eine geringere Bildungsenthalpie und werden deshalb bei höheren Temperaturen gebildet.

**[0095]** In gelöstem Zustand verschiebt Aluminium wie das Silizium die Ferritbildung zu kürzeren Zeiten und ermöglicht so die Bildung von ausreichend Ferrit im Dualphasenstahl. Es unterdrückt zudem die Carbiddbildung und führt so zu einer Stabilisierung des Austenits.

**[0096]** Der Al-Gehalt wird deshalb auf 0,020 bis maximal 0,060% begrenzt.

**[0097]** Titan (Ti) bildet schon bei hohen Temperaturen sehr stabile Nitride (TiN) und Sulfide (TiS<sub>2</sub>). Diese lösen sich in Abhängigkeit des Stickstoffgehaltes zum Teil erst in der Schmelze auf. Wenn die so entstandenen Ausscheidungen nicht mit der Schlacke entfernt werden, bilden sie im Werkstoff durch die hohe Entstehungstemperatur recht grobe Partikel aus und sind in der Regel nicht förderlich für die mechanischen Eigenschaften.

**[0098]** Ein positiver Effekt auf die Zähigkeit entsteht durch die Abbindung des freien Stickstoffes und Sauerstoffs. So schützt Titan andere Mikrolegierungselemente wie Niob vor der Abbindung durch Stickstoff. Diese können ihre Wirkung dann optimal entfalten. Nitride, die durch das Absinken des Sauerstoff- und Stickstoffgehaltes erst bei tieferen Temperaturen entstehen, können zudem eine effektive Behinderung des Austenitkornwachstums bewirken.

**[0099]** Nicht abgebundenes Titan formt bei Temperaturen ab 1150°C Titancarbide und kann so eine Kornverfeinerung (Hemmung des Austenitkornwachstums, Kornverfeinerung durch verzögerte Rekristallisation und/oder Erhöhung der Keimzahl bei  $\alpha/\beta$ -Umwandlung)

sowie eine Ausscheidungshärtung bewirken.

**[0100]** Der Ti-Gehalt weist deshalb Werte von mehr als 0,005 und weniger als 0,050% auf. Vorteilhaft ist Ti auf Gehalte von  $\leq 0,045$  bzw.  $\leq 0,040\%$  begrenzt.

**[0101]** Niob (Nb) bewirkt eine starke Kornfeinung, da es am effektivsten von allen Mikrolegierungselementen eine Verzögerung der Rekristallisation bewirkt und zudem das Austenitkornwachstum hemmt.

**[0102]** Die festigkeitssteigernde Wirkung ist qualitativ aber durch den erhöhten Kornfeinungseffekt und die größere Menge an festigkeitssteigernden Teilchen (Abbindung des Titans zu TiN bei hohen Temperaturen) höher als die von Titan einzuschätzen.

**[0103]** Niobcarbide bilden sich ab etwa 1200°C. In Verbindung mit Titan, das wie bereits beschrieben den Stickstoff abbindet, kann Niob durch Carbidbildung im unteren Temperaturbereich (kleinere Carbidgrößen) seine festigkeitssteigernde Wirkung erhöhen.

**[0104]** Ein weiterer Effekt des Niobs ist die Verzögerung der  $\alpha/\beta$ -Umwandlung und das Herabsetzen der Martensitstarttemperatur im gelösten Zustand. Zum Einen geschieht dies durch den Solute-Drag-Effekt und zum Anderen durch die Kornfeinung. Diese bewirkt eine Festigkeitssteigerung des Gefüges und somit auch einen höheren Widerstand gegen die Ausdehnung bei der Martensitbildung.

**[0105]** Begrenzt ist der Einsatz von Niob durch die recht geringe Löslichkeitsgrenze. Diese begrenzt zwar die Menge an Ausscheidungen bewirkt aber vor allem eine frühe Ausscheidungsbildung mit recht groben Partikeln.

**[0106]** Die Ausscheidungshärtung kann somit vor allem bei Stählen mit geringem C-Gehalt (größere Übersättigung möglich) und bei Warmumformprozessen (verformungsinduzierte Ausscheidung) effektiv wirksam werden,

**[0107]** Der Nb-Gehalt wird deshalb auf Werte zwischen 0,005 und 0,050% begrenzt, wobei die max.-Gehalte vorteilhaft auf  $\leq 0,045$  bzw.  $\leq 0,040\%$  eingeschränkt sind.

**[0108]** Vanadium (V): Die Carbid- und auch die Nitridbildung von Vanadium setzt erst ab Temperaturen um 1000°C bzw. noch nach der  $\alpha/\beta$ -Umwandlung ein, also wesentlich später als bei Titan und Niob. Vanadium hat somit durch die geringe Anzahl der im Austenit vorhandenen Ausscheidungen kaum eine kornverfeinernde Wirkung. Auch das Austenitkornwachstum wird durch die erst späte Ausscheidung der Vanadiumcarbide nicht gehemmt.

**[0109]** Somit beruht die festigkeitssteigernde Wirkung fast allein auf der Ausscheidungshärtung. Ein Vorteil des Vanadiums ist die hohe Löslichkeit im Austenit und der durch die tiefe Ausscheidungstemperatur verursachte große Volumenanteil an feinen Ausscheidungen.

**[0110]** Da bei dem vorliegenden Legierungskonzept eine Zugabe von Vanadium nicht notwendig ist, wird der Gehalt an Vanadium bis auf unvermeidbare, stahlbegleitende Mengen begrenzt.

**[0111]** Bor (B) bildet mit Stickstoff wie auch mit Kohlenstoff Nitride bzw. Carbide; in der Regel wird dies jedoch nicht angestrebt. Zum Einen bildet sich durch die geringe Löslichkeit nur eine kleine Menge an Ausscheidungen und zum Anderen werden diese zumeist an den Korngrenzen ausgeschieden. Eine Härtesteigerung an der Oberfläche wird nicht erreicht (Ausnahme Borieren mit Bildung von FeB(2) an der Oberfläche).

**[0112]** Um eine Nitridbildung zu verhindern, wird in der Regel versucht, den Stickstoff durch affinere Elemente abzubinden. Stickstoff ist dabei in aufsteigender Reihenfolge affiner zu Beryllium, Aluminium, Cer, Titan und Zirkonium. Besonders Titan kann dabei die Abbindung des gesamten Stickstoffes gewährleisten. Aluminium ist dazu weniger geeignet.

**[0113]** Bor führt im gelösten Zustand in sehr geringen Mengen zu einer deutlichen Verbesserung der Einhärtbarkeit. Der Wirkungsmechanismus von Bor kann so beschrieben werden, dass sich Boratome bevorzugt an den Korngrenzen anlagern und dort, indem sie die Korngrenzenenergie senken, die Diffusion und das Korngrenzengleiten behindern. Zusätzlich werden durch Reduzierung der Ausscheidungsbildung an den Korngrenzen die Keimstellen reduziert.

**[0114]** Die Wirksamkeit von Bor wird mit steigender Korngröße und steigendem Kohlenstoffgehalt ( $> 0,8\%$ ) herabgesetzt. Eine Menge über 60 ppm verursacht zudem eine sinkende Härtebarkeit, da Borcarbide auf den Korngrenzen als Keime fungieren.

**[0115]** Bor hat eine sehr hohe Affinität zu Sauerstoff, was zu einem Herabsetzen des Borgehaltes in Bereichen nahe der Oberfläche (bis zu 0,5 mm) führen kann. In diesem Zusammenhang wird von einer Glühung bei über 1000°C abgeraten. Dies ist zudem zu empfehlen, da Bor bei Glühtemperaturen über 1000°C zu einer starken Grobkornbildung führen kann.

**[0116]** Aus vorgenannten Gründen wird der B-Gehalt auf Werte von 0,0005 bis 0,0060% begrenzt. Vorteilhaft liegen diese Werte jedoch unter 0,0050 bzw. 0,0040%.

**[0117]** Außerdem wurde bei den Versuchen herausgefunden, dass durch eine austenitisierende Glühung eines Warmbandes über  $A_{c3}$  ein Complexphasenstahl mit einer Mindestzugfestigkeit von 750MPa erreicht werden kann.

**[0118]** Mit einer interkritischen Glühung zwischen  $A_{c1}$  und  $A_{c3}$  bzw. einer austenitisierenden Glühung über  $A_{c3}$  mit abschließender gesteuerter Abkühlung wurde ein Mehrphasenstahlband mit einer Dicke von 1 und 3mm erzeugt, welches sich durch eine große Toleranz gegenüber Prozessschwankungen auszeichnete und sehr gleichmäßige Eigenschaften bei gleichen Prozessparametern aufwies.

**[0119]** Damit liegt ein deutlich aufgeweitetes Prozessfenster für die erfindungsgemäße Legierungszusammensetzung im Vergleich zu bekannten Legierungskonzepten vor.

**[0120]** Die Glühtemperaturen liegen für den erfindungsgemäßen Stahl zwischen 700 und 950°C, damit

wird ein teilaustenitisches (Zweiphasengebiet) bzw. ein vollaustenitisches Gefüge (Austenitgebiet) erreicht, abhängig von dem zu erzielenden Gefüge (Complexphasengefüge).

**[0121]** Die Versuche zeigten, dass die eingestellten Gefügeanteile nach der interkritischen Glühung zwischen  $A_{c1}$  und  $A_{c3}$  bzw. der austenitisierenden Glühung über  $A_{c3}$  mit abschließender gesteuerter Abkühlung, auch nach dem Prozessschritt "Schmelztauchveredelung" bei Temperaturen zwischen 420 bis 470°C beispielsweise bei Z (Zink) und ZM (Zink-Magnesium) erhalten blieben.

**[0122]** Das schmelztauchveredelte Material kann sowohl als Warmband, als kalt nachgewalzt Warmband bzw. Kaltband im dressierten (kaltnachgewalzten) bzw. streckbiegegerichteten Zustand (undressiert) gefertigt werden.

**[0123]** Stahlbänder, vorliegend als Warmband, kaltnachgewalzt Warmband bzw. Kaltband aus der erfindungsgemäßen Legierungszusammensetzung zeichnen sich weiterhin bei der Weiterverarbeitung durch einen hohen Widerstand gegen kantennahe Rissbildung aus.

**[0124]** Durch eine Quasiisotropie des Stahlbandes ist darüber hinaus vorteilhaft ein Materialeinsatz quer, längs und diagonal zur Walzrichtung möglich.

**[0125]** Um die Kaltwalzbarkeit eines aus dem erfindungsgemäßen Stahl erzeugten Warmbandes zu gewährleisten, wird das Warmband erfindungsgemäß mit Endwalztemperaturen im austenitischen Gebiet oberhalb  $A_{c3}$  und Haspeltemperaturen oberhalb der Rekristallisationstemperatur erzeugt.

**[0126]** Weitere Merkmale, Vorteile und Einzelheiten der Erfindung ergeben sich aus der nachfolgenden Beschreibung von in einer Zeichnung dargestellten Ausführungsbeispielen. Es zeigen:

Figur 1: schematisch die Prozesskette für die Herstellung der erfindungsgemäßen Stähle,

Figur 2: Ergebnisse des Lochaufweitungsversuches,

Figur 3: Beispiele für analytische Unterschiede des erfindungsgemäßen Stahls gegenüber dem Stand der Technik,

Figur 4: Beispiele für mechanische Kennwerte des erfindungsgemäßen Stahls im Vergleich mit dem Stand der Technik (Blechdicke  $t=2,0\text{mm}$ ),

Figur 5: schematisch den Zeit-Temperaturverlauf der Prozessschritte Warmwalzen und Durchlaufglühen,

Figur 6: ZTU-Diagramm für einen erfindungsgemäßen Stahl,

Figur 7: mechanische Kennwerte bei Variation der Abwalzgrade,

Figur 8: Übersicht über die mit dem erfindungsgemäßen Legierungskonzept einstellbaren Festigkeitsklassen,

Figur 9: Temperatur-Zeit-Kurve (schematisch).

**[0127]** Figur 1 zeigt schematisch die Prozesskette für die Herstellung der erfindungsgemäßen Stähle. Dargestellt sind die unterschiedlichen die Erfindung betreffenden Prozessrouten. Bis zur Position 5 (Beize) ist die Prozessroute für alle erfindungsgemäßen Stähle gleich, danach erfolgt nach den gewünschten Ergebnissen die entsprechende Prozessierung. Beispielsweise kann das gebeizte Warmband verzinkt werden oder kaltgewalzt und verzinkt werden. Oder es kann weichgeglüht kaltgewalzt und verzinkt werden.

**[0128]** Figur 2 zeigt Ergebnisse des Lochaufweitungsversuches (relative Werte im Vergleich). Dargestellt sind die Ergebnisse der Lochaufweitungsversuche für einen erfindungsgemäßen Stahl im Vergleich zu den Standardgütern. Alle Werkstoffe haben eine Blechdicke von 2,00mm. Im linken Teilbild sind die Ergebnisse für den Test ISO TS 16630 dargestellt, rechts die Ergebnisse für den KWI-Test (Kaiser Wilhelm Institut). Es ist zu sehen, dass die erfindungsgemäßen Stähle unabhängig von der Art der Prozessierung die besten Aufweitungswerte bei gestanzten Löchern erzielen. Der Prozess 1 entspricht hierbei einer Glühung beispielsweise an einer Feuerverzinkung mit kombiniertem direkt befeuerten Ofen und Strahlrohröfen. Der Prozess 2 entspricht beispielsweise einer Prozessführung in einer Durchlaufglühanlage. Zudem kann hier mittels Induktionsofen ein Wiederaufheizen des Stahls optional direkt vor dem Zinkbad erreicht werden. Durch die unterschiedlichen empfindungsgemäßen Temperaturführungen innerhalb der genannten Spannbreite ergeben sich voneinander unterschiedliche Kennwerte bzw. auch unterschiedliche Lochaufweitungsergebnisse, die für beide Prozesse im Vergleich zu den Standardgütern deutlich verbessert sind. Prinzipieller Unterschied sind also die Temperatur-Zeit-Parameter bei der Wärmebehandlung und der nachgeschalteten Abkühlung.

**[0129]** Figur 3 zeigt die maßgeblichen Legierungselemente des erfindungsgemäßen Stahls im Vergleich zu Stählen der gleichen Güte die dem Stand der Technik entsprechen. Bei den Stählen, die dem Stand der Technik entsprechen, liegt der hauptsächliche Unterschied im Kohlenstoffgehalt, der im überperitektischen Bereich liegt. Vereinzelt gibt es Stähle, die mit Nb, Ti und B einzeln mikrolegiert sind, aber nicht in dieser Kombination.

**[0130]** Figur 4 zeigt die mechanischen Kennwerte des erfindungsgemäßen Stahls im Vergleich mit denen des Stands der Technik. Alle Kennwerte entsprechen der normativen Vorgabe.

**[0131]** Figur 5 zeigt schematisch den Zeit-Tempera-

turverlauf der Prozessschritte Warmwalzen und Durchlaufglühen von Bändern aus der erfindungsgemäßen Legierungszusammensetzung. Dargestellt ist die zeit- und temperatur-abhängige Umwandlung für den Warmwalzprozess als auch für eine Wärmebehandlung nach dem Kaltwalzen. Besonderes Interesse liegt hierbei auf der Verschiebung der Ferritnase zu späteren Zeiten. Hierdurch wird das Potenzial für Complexphasenstähle und bainitische Stähle ermöglicht.

**[0132]** Figur 6 zeigt ein ZTU-Diagramm für einen erfindungsgemäßen Stahl. Hierin ist das ermittelte ZTU Diagramm mit der entsprechenden chemischen Zusammensetzung und der  $A_{c1}$  und  $A_{c3}$  Temperatur dargestellt. Durch Einstellung entsprechender Temperatur-Zeit-Verläufe bei der Abkühlung lässt sich vorteilhaft ein breites Spektrum an Gefügezusammensetzungen im Stahlwerkstoff einstellen.

**[0133]** Figur 7 zeigt die mechanischen Kennwerte mit gleichen Parametern durchlaufgeglühter Bänder bei Variation der Abwalzgrade bzw. unterschiedlicher Werkstückdicke. Dargestellt sind die Kennwerte Zugfestigkeit, Dehngrenze und Bruchdehnung in Abhängigkeit ausgewählter Abwalzgrade. Allein die Zugfestigkeit steigt mit zunehmendem Abwalzgrad gering an. Alle Werte liegen im Bereich der Norm für einen HCT780XD und zeigen, dass auch bei unterschiedlichen Blechdicken nach dem Durchlaufglühen praktisch gleiche mechanische Eigenschaften vorliegen.

**[0134]** Figur 8 zeigt eine Übersicht über die mit dem erfindungsgemäßen Legierungskonzept einstellbaren Festigkeitsklassen. Die eingesetzte Legierungszusammensetzung entspricht der in der Figur 4 gezeigten. Dargestellt sind die unterschiedlich prozessierten Stahlbänder mit ihren Kennwerten und Gefügezusammensetzungen. Deutlich wird hieraus die große Bandbreite an einstellbaren Festigkeitsklassen für Warm- und Kaltband mit den sich ergebenden Gefügebestandteilen abhängig von den durchgeführten Prozessschritten und den eingestellten Prozessparametern.

**[0135]** Figur 9 zeigt schematisch die Temperatur-Zeit-Verläufe bei der Glühbehandlung und Abkühlung mit 3 verschiedenen Varianten.

**[0136]** Die Variante 1 (Figur 9a) zeigt die Glühung und Abkühlung vom erzeugten kalt- oder warmgewalzten Stahlband in einer Durchlaufglühanlage. Zuerst wird das Band auf eine Temperatur im Bereich von 700 bis 950°C aufgeheizt. Das geglühte Stahlband wird anschließend von der Glühtemperatur mit einer Abkühlgeschwindigkeit zwischen 15 und 100°C/s bis zu einer Zwischentemperatur von 200 bis 250°C abgekühlt. Anschließend wird das Stahlband mit einer Abkühlgeschwindigkeit von 2 und 30°C/s bis zum Erreichen der Raumtemperatur an Luft abgekühlt bzw. die Kühlung mit einer Abkühlgeschwindigkeit zwischen 15 und 100°C/s wird bis auf Raumtemperatur beibehalten, d.h. die Zwischentemperatur entspricht der Raumtemperatur.

**[0137]** Die Variante 2 (Figur 9b) zeigt den Prozess gemäß Variante 1, jedoch wird die Kühlung des Stahlbandes

des zum Zwecke einer Schmelztauchveredelung kurzzeitig beim Durchlaufen des Schmelztauchgefäßes unterbrochen, um anschließend die Kühlung mit einer Abkühlgeschwindigkeit zwischen 15 und 100°C/s bis zu einer Zwischentemperatur von 200 bis 250°C fortzusetzen. Anschließend wird das Stahlband mit einer Abkühlgeschwindigkeit von 2 und 30°C/s bis zum Erreichen der Raumtemperatur an Luft abgekühlt.

**[0138]** Die Variante 3 (Figur 9c) zeigt ebenfalls den Prozess gemäß Variante 1 bei einer Schmelztauchveredelung, jedoch wird die Kühlung des Stahlbandes durch eine kurze Pause (1 bis 20 s) bei einer Zwischentemperatur von 200 bis 250°C unterbrochen und bis auf die Temperatur, die zum Schmelztauchveredeln notwendig ist (ca. 420-470°C) wieder erwärmt. Anschließend wird das Stahlband bis zu einer Zwischentemperatur von 200 bis 250°C gekühlt. Mit einer Abkühlgeschwindigkeit von 2 und 30°C/s erfolgt bis zum Erreichen der Raumtemperatur an Luft die abschließende Kühlung des Stahlbandes.

## Patentansprüche

1. Verfahren zur Herstellung eines kalt- oder warmgewalzten Stahlbandes aus einem härtesten Mehrphasenstahl mit ausgezeichneten Umformereigenschaften, insbesondere für den Fahrzeugleichtbau, bestehend aus den Elementen (Gehalte in Masse-%):

C	0,060 bis ≤ 0,115
Al	0,020 bis ≤ 0,060
Si	0,100 bis ≤ 0,500
Mn	1,300 bis ≤ 2,500
P	≤ 0,025
S	≤ 0,0100
Cr	0,280 bis ≤ 0,480
Mo	≤ 0,150
Ti	≥ 0,005 bis ≤ 0,050
Nb	≥ 0,005 bis ≤ 0,050
B	≥ 0,0005 bis ≤ 0,0060
N	≤ 0,0100

Rest Eisen, einschließlich üblicher stahlbegleitender oben nicht erwähnter Elemente, bei dem das geforderte Mehrphasengefüge während einer Durchlaufglühung erzeugt wird wobei das kalt- oder warmgewalzte Stahlband in dem Durchlaufglühofen auf eine Temperatur im Bereich von 700 bis 950°C, aufgeheizt wird und dass das geglühte Stahlband anschließend von der Glühtemperatur mit einer Abkühlgeschwindigkeit zwischen 15 und 100°C/s bis zu einer Zwischentemperatur von 200 bis 250°C abgekühlt wird, anschließend das Stahlband mit einer Abkühlgeschwindigkeit von 2 bis

- 30°C/s bis zum Erreichen der Raumtemperatur an Luft abgekühlt oder die Kühlung wird mit einer Abkühlgeschwindigkeit zwischen 15 und 100°C/s von der Zwischentemperatur bis auf Raumtemperatur beibehalten.
2. Verfahren nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, dass** der Mo-Gehalt  $\leq 0,100\%$  beträgt.
3. Verfahren nach Anspruch 1 oder 2, **dadurch gekennzeichnet, dass** der Mo-Gehalt  $\geq 0,050\%$  beträgt.
4. Verfahren nach den Ansprüchen 1 - 3, **dadurch gekennzeichnet, dass** der Nb-Gehalt  $\leq 0,045\%$  beträgt.
5. Verfahren nach den Ansprüchen 1 - 3, **dadurch gekennzeichnet, dass** der Nb-Gehalt  $\leq 0,040\%$  beträgt.
6. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 - 5, **dadurch gekennzeichnet, dass** der Ti-Gehalt  $\leq 0,045\%$  beträgt.
7. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 - 5, **dadurch gekennzeichnet, dass** der Ti-Gehalt  $\leq 0,040\%$  beträgt.
8. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 - 7, **dadurch gekennzeichnet, dass** der B-Gehalt  $\leq 0,0050\%$  beträgt.
9. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 - 7, **dadurch gekennzeichnet, dass** der B-Gehalt  $\leq 0,0040\%$  beträgt.
10. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 - 9, **dadurch gekennzeichnet, dass** der N-Gehalt  $\leq 0,0090\%$  beträgt.
11. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 - 9, **dadurch gekennzeichnet, dass** der N-Gehalt  $\leq 0,0070\%$  beträgt.
12. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 - 11, **dadurch gekennzeichnet, dass** der Summengehalt Ti, Nb und B  $\leq 0,106\%$  beträgt.
13. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 - 12, **dadurch gekennzeichnet, dass** der Summengehalt Ti, Nb, B und Mo  $\leq 0,256\%$  beträgt.
14. Verfahren nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, dass** bei einer Schmelztauchveredelung nach dem Aufheizen und anschließenden Kühlen die Kühlung vor dem Eintreten in das Schmelzbad angehalten wird und nach der Schmelztauchveredelung die Kühlung mit einer Abkühlgeschwindigkeit zwischen 15 und 100°C/s bis zu einer Zwischentemperatur von 200 bis 250°C fortgesetzt wird, anschließend wird das Stahlband mit einer Abkühlgeschwindigkeit von 2 und 30°C/s bis zum Erreichen der Raumtemperatur an Luft abgekühlt.
15. Verfahren nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, dass** bei einer Schmelztauchveredelung nach dem Aufheizen und anschließenden Kühlen auf die Zwischentemperatur von 200 bis 250°C vor dem Eintreten in das Schmelzbad die Temperatur für 1 bis 20s gehalten wird und anschließend das Stahlband auf die Temperatur von 420 bis 470°C wieder erwärmt wird und nach erfolgter Schmelztauchveredelung eine Kühlung mit einer Abkühlgeschwindigkeit zwischen 15 und 100°C/s bis zur Zwischentemperatur von 200 bis 250°C erfolgt, anschließend mit einer Abkühlgeschwindigkeit von 2 und 30°C/s an Luft bis die Raumtemperatur abgekühlt wird.
16. Verfahren nach einem der Ansprüche 1, 14 und 15, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Stahlband anschließend dressiert wird.
17. Verfahren nach mindestens einem der Ansprüche 1, 14 bis 16, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Stahlband anschließend streckbiegegerichtet wird.

#### Claims

1. A method of producing a cold-rolled or hot-rolled steel strip from a higher-strength multiphase steel having excellent forming properties, in particular for lightweight vehicle construction, consisting of the elements (contents in wt.%):
- |    |                                |
|----|--------------------------------|
| C  | 0.060 to $\leq 0.115$          |
| Al | 0.020 to $\leq 0.060$          |
| Si | 0.100 to $\leq 0.500$          |
| Mn | 1.300 to $\leq 2.500$          |
| P  | $\leq 0.025$                   |
| S  | $\leq 0.0100$                  |
| Cr | 0.280 to $\leq 0.480$          |
| Mo | $\leq 0.150$                   |
| Ti | $\geq 0.005$ to $\leq 0.050$   |
| Nb | $\geq 0.005$ to $\leq 0.050$   |
| B  | $\geq 0.0005$ to $\leq 0.0060$ |

(continued)

N  $\leq 0.0100$ 

remainder iron, including common steel tramp elements not mentioned above, in which the required multi-phase structure is created during a continuous annealing, wherein

the cold-rolled or hot-rolled steel strip is heated in the continuous annealing furnace to a temperature in the range of 700 to 950°C and the annealed steel strip is then cooled from the annealing temperature to an intermediate temperature of 200 to 250°C at a cooling rate of between 15 and 100°C/s, the steel strip is then cooled in air at a cooling rate of 2 to 30°C/s until ambient temperature is reached or the cooling is maintained at a cooling rate of between 15 and 100°C/s from the intermediate temperature to ambient temperature.

2. The method according to claim 1, **characterised in that** the Mo content is  $\leq 0.100\%$ .
3. The method according to claim 1 or 2, **characterised in that** the Mo content is  $\geq 0.050\%$ .
4. The method according to claims 1 - 3, **characterised in that** the Nb content is  $\leq 0.045\%$ .
5. The method according to claims 1 - 3, **characterised in that** the Nb content is  $\leq 0.040\%$ .
6. The method according to one of claims 1 - 5, **characterised in that** the Ti content is  $\leq 0.045\%$ .
7. The method according to one of claims 1 - 5, **characterised in that** the Ti content is  $\leq 0.040\%$ .
8. The method according to one of claims 1 - 7, **characterised in that** the B content is  $\leq 0.0050\%$ .
9. The method according to one of claims 1 - 7, **characterised in that** the B content is  $\leq 0.0040\%$ .
10. The method according to one of claims 1 - 9, **characterised in that** the N content is  $\leq 0.0090\%$ .
11. The method according to one of claims 1 - 9, **characterised in that**

the N content is  $\leq 0.0070\%$ .

12. The method according to one of claims 1 - 11, **characterised in that** the total content of Ti, Nb and B is  $\leq 0.106\%$ .
13. The method according to one of claims 1 - 12, **characterised in that** the total content of Ti, Nb, B and Mo is  $\leq 0.256\%$ .
14. The method according to claim 1, **characterised in that** during a hot dip coating, after the heating and subsequent cooling, the cooling is halted before entry into the molten bath and, after the hot dip coating, the cooling is continued at a cooling rate of between 15 and 100°C/s to an intermediate temperature of 200 to 250°C and then the steel strip is cooled in air at a cooling rate of 2 and 30°C/s [sic] until ambient temperature is reached.
15. The method according to claim 1, **characterised in that** during a hot dip coating, after the heating and subsequent cooling to the intermediate temperature of 200 to 250°C, before entry into the molten bath the temperature is held for 1 to 20 seconds and then the steel strip is reheated to a temperature of 420 to 470°C and, after hot dip coating has taken place, a cooling takes place to the intermediate temperature of 200 to 250°C at a cooling rate of between 15 and 100°C/s and then cooling to ambient temperature takes place in air at a cooling rate of 2 and 30°C/s [sic].
16. The method according to one of claims 1, 14 and 15, **characterised in that** the steel strip is then dressed.
17. The method according to at least one of claims 1 and 14 to 16, **characterised in that** the steel strip is then straightened by stretch-bending.

#### Revendications

1. Procédé servant à fabriquer une bande d'acier laminée à froid ou à chaud à partir d'un acier multiphasé à haute résistante avec d'excellentes propriétés de mise en forme, en particulier pour la construction allégée de véhicules, constitué des éléments (teneurs en % en masse) :

C	0.060 à $\leq 0.115$
Al	0.020 à $\leq 0.060$

(suite)

Si	0.100 à ≤ 0.500
Mn	1.300 à ≤ 2.500
P	≤ 0.025
S	≤ 0.0100
Cr	0.280 à ≤ 0.480
Mo	≤ 0.150
Ti	≥ 0.005 à ≤ 0.050
Nb	≥ 0.005 à ≤ 0.050
B	≥ 0.0005 à ≤ 0.0060
N	≤ 0.0100

le reste étant du fer, y compris des éléments non mentionnés ci-dessus accompagnant habituellement l'acier, dans lequel la structure multiphasée requise est générée au cours d'un recuit continu,

dans lequel

la bande d'acier laminée à froid ou à chaud est chauffée, dans le four de recuit continu, à une température située dans la plage de 700 à 950 °C, et la bande d'acier recuite est ensuite refroidie de la température de recuit, à une vitesse de refroidissement entre 15 et 100 °C/s, à une température intermédiaire de 200 à 250 °C, la bande d'acier est ensuite refroidie à une vitesse de refroidissement de 2 à 30 °C/s jusqu'à atteindre la température ambiante de l'air ou le refroidissement est maintenu de la température intermédiaire à la température ambiante à une vitesse de refroidissement entre 15 et 100 °C/s.

2. Procédé selon la revendication 1, **caractérisé en ce** que la teneur en Mo est ≤ 0,100 %.
3. Procédé selon la revendication 1 ou 2, **caractérisé en ce** que la teneur en Mo est ≥ 0,050 %.
4. Procédé selon les revendications 1 - 3, **caractérisé en ce** que la teneur en Nb est ≤ 0,045 %.
5. Procédé selon les revendications 1 - 3, **caractérisé en ce** que la teneur en Nb est ≤ 0,040 %.
6. Procédé selon l'une quelconque des revendications 1 - 5, **caractérisé en ce** que la teneur en Ti est ≤ 0,045 %.
7. Procédé selon l'une quelconque des revendications 1 - 5, **caractérisé en ce**

que la teneur en Ti est ≤ 0,040 %.

8. Procédé selon l'une quelconque des revendications 1 - 7, **caractérisé en ce** que la teneur en B est ≤ 0,0050 %.
9. Procédé selon l'une quelconque des revendications 1 - 7, **caractérisé en ce** que la teneur en B est ≤ 0,0040 %.
10. Procédé selon l'une quelconque des revendications 1 - 9, **caractérisé en ce** que la teneur en N est ≤ 0,0090 %.
11. Procédé selon l'une quelconque des revendications 1 - 9, **caractérisé en ce** que la teneur en N est ≤ 0,0070 %.
12. Procédé selon l'une quelconque des revendications 1 - 11, **caractérisé en ce** que la teneur totale en Ti, Nb et B est ≤ 0,106 %.
13. Procédé selon l'une quelconque des revendications 1 - 12, **caractérisé en ce** que la teneur totale en Ti, Nb, B et Mo est ≤ 0,256 %.
14. Procédé selon la revendication 1, **caractérisé en ce** que dans le cas d'un affinage par immersion à chaud après le réchauffement et le refroidissement subséquent, le refroidissement est arrêté avant l'entrée dans le bain de fusion et, après l'affinage par immersion à chaud, le refroidissement est poursuivi à une vitesse de refroidissement entre 15 et 100 °C/s jusqu'à une température intermédiaire de 200 à 250 °C, la bande d'acier est ensuite refroidie à une vitesse de refroidissement de 2 à 30 °C/s jusqu'à atteindre la température ambiante de l'air.
15. Procédé selon la revendication 1, **caractérisé en ce** que dans le cas d'un affinage par immersion à chaud après le réchauffage et le refroidissement subséquent à la température intermédiaire de 200 à 250 °C avant l'entrée dans le bain de fusion, la température est maintenue pendant 1 à 20 s et la bande d'acier est ensuite réchauffée à la température de 420 à 470 °C, et une fois l'affinage par immersion à chaud réalisé avec succès, un refroidissement est effectué à une vitesse de refroidissement entre 15 et 100 °C/s jusqu'à la température intermédiaire de 200 à 250 °C, ensuite à une vitesse de refroidisse-

ment de 2 à 30 °C/s de l'air jusqu'à ce que la température ambiante soit refroidie.

16. Procédé selon l'une quelconque des revendications 1, 14 et 15, 5  
**caractérisé en ce**  
**que** la bande d'acier est ensuite dressée.
17. Procédé selon au moins l'une quelconque des revendications 1, 14 à 16, 10  
**caractérisé en ce**  
**que** la bande d'acier est ensuite dressée par traction et flexion.

15

20

25

30

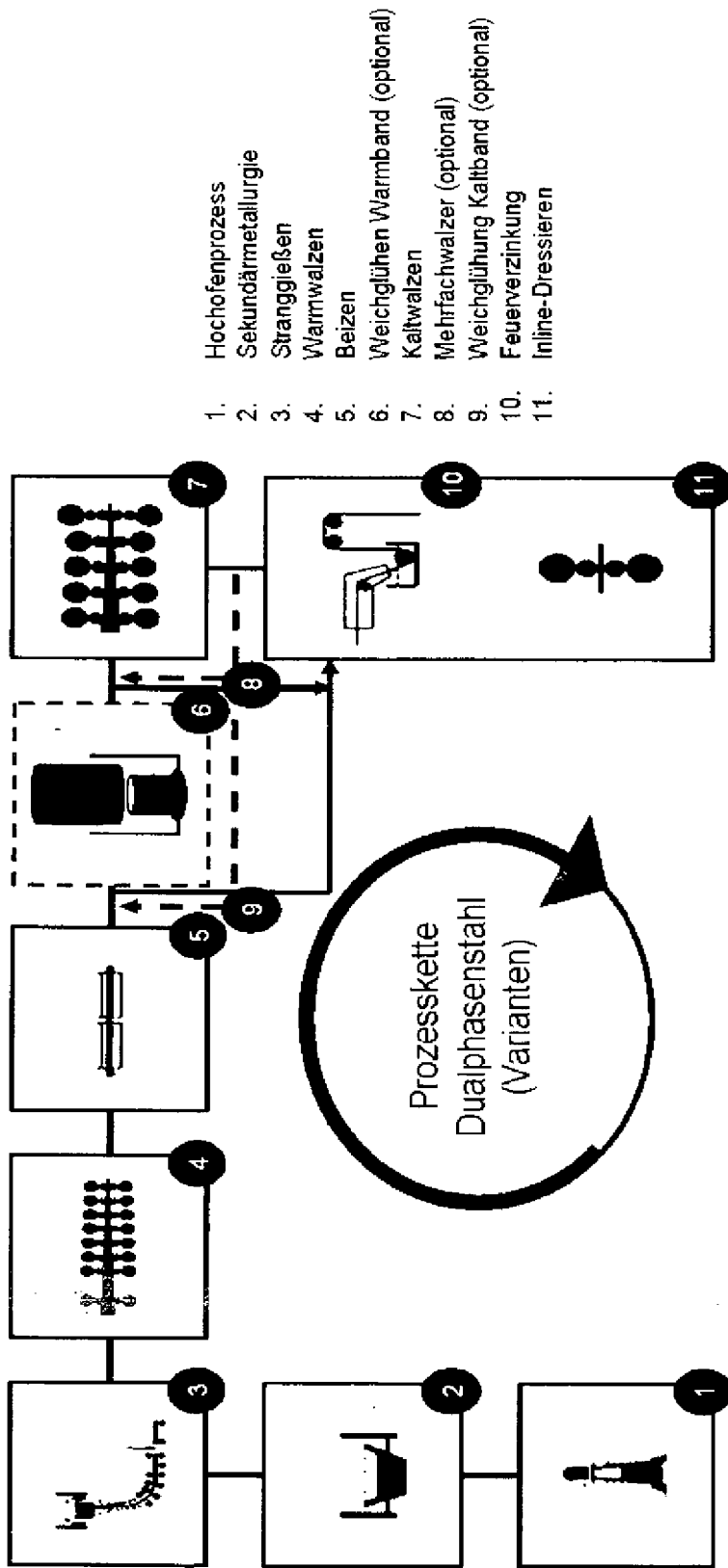
35

40

45

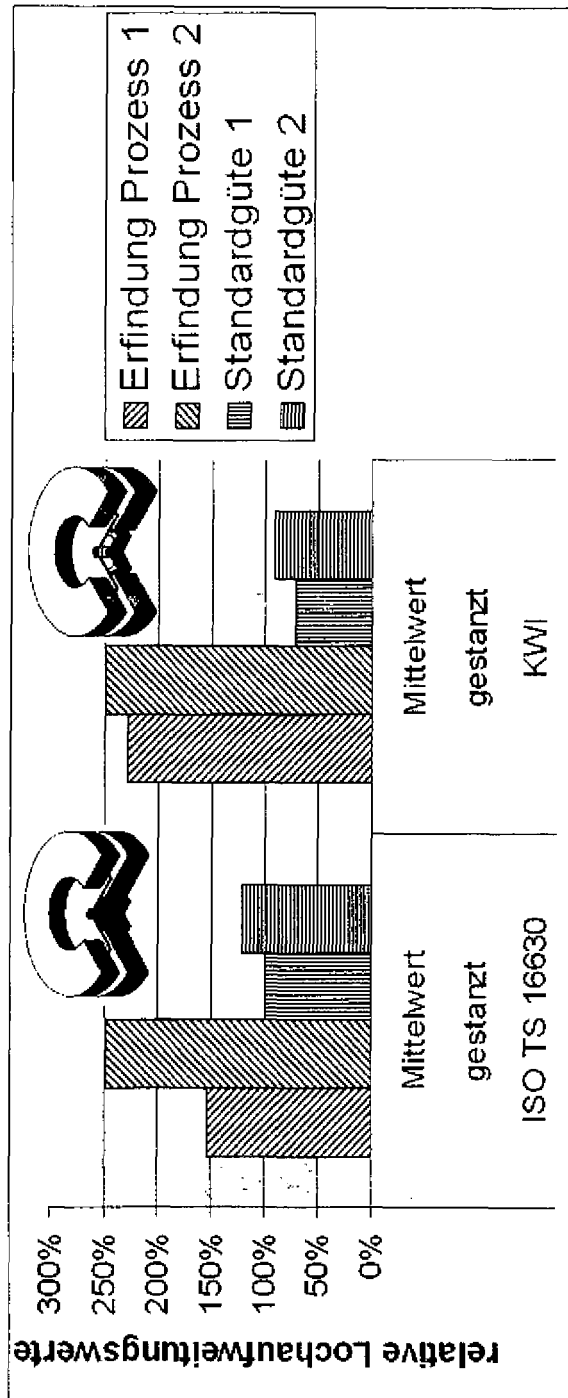
50

55



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

Figur 1



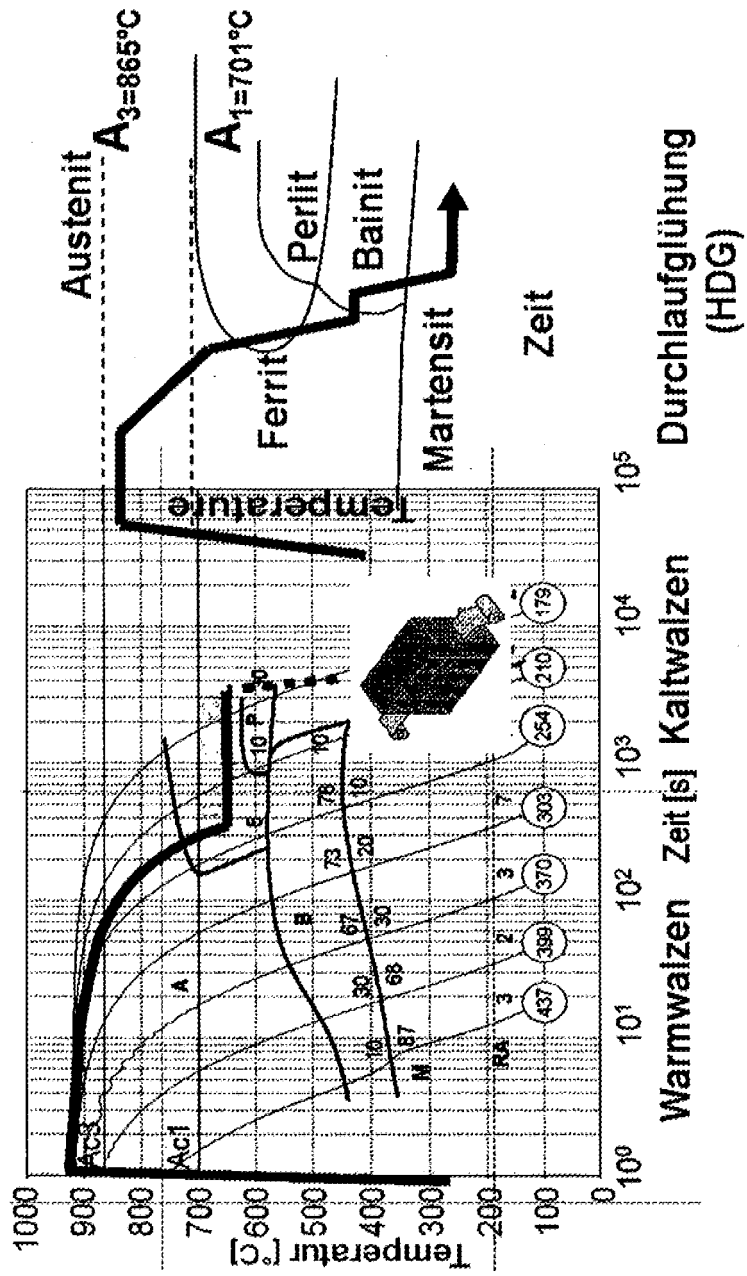
Figur 2

	C [Gew.-%]	Ti [Gew.-%]	Nb [Gew.-%]	B [Gew.-%]
Standardgüte 1	0,150	0,003	0,013	0,0000
Standardgüte 2	0,154	0,008	0,002	0,0001
Erfindung	0,099	0,030	0,027	0,0018

Figur 3

	R <sub>p0,2</sub> [Mpa]		R <sub>m</sub> [Mpa]		A <sub>80</sub> [%]	
	quer		quer		quer	
Standardgüte 1		519		851		15
Standardgüte 2		539		804		17
Erfindung Prozess 1		503		813		18
Erfindung Prozess 2		453		782		18

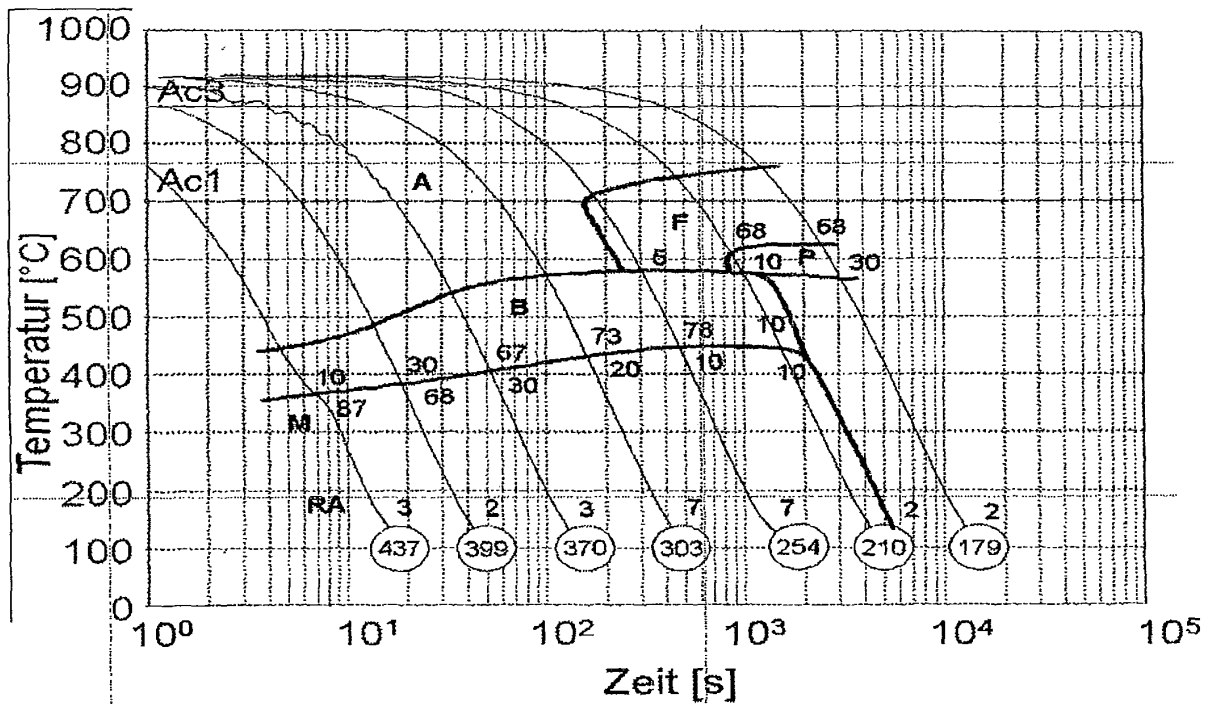
Figur 4



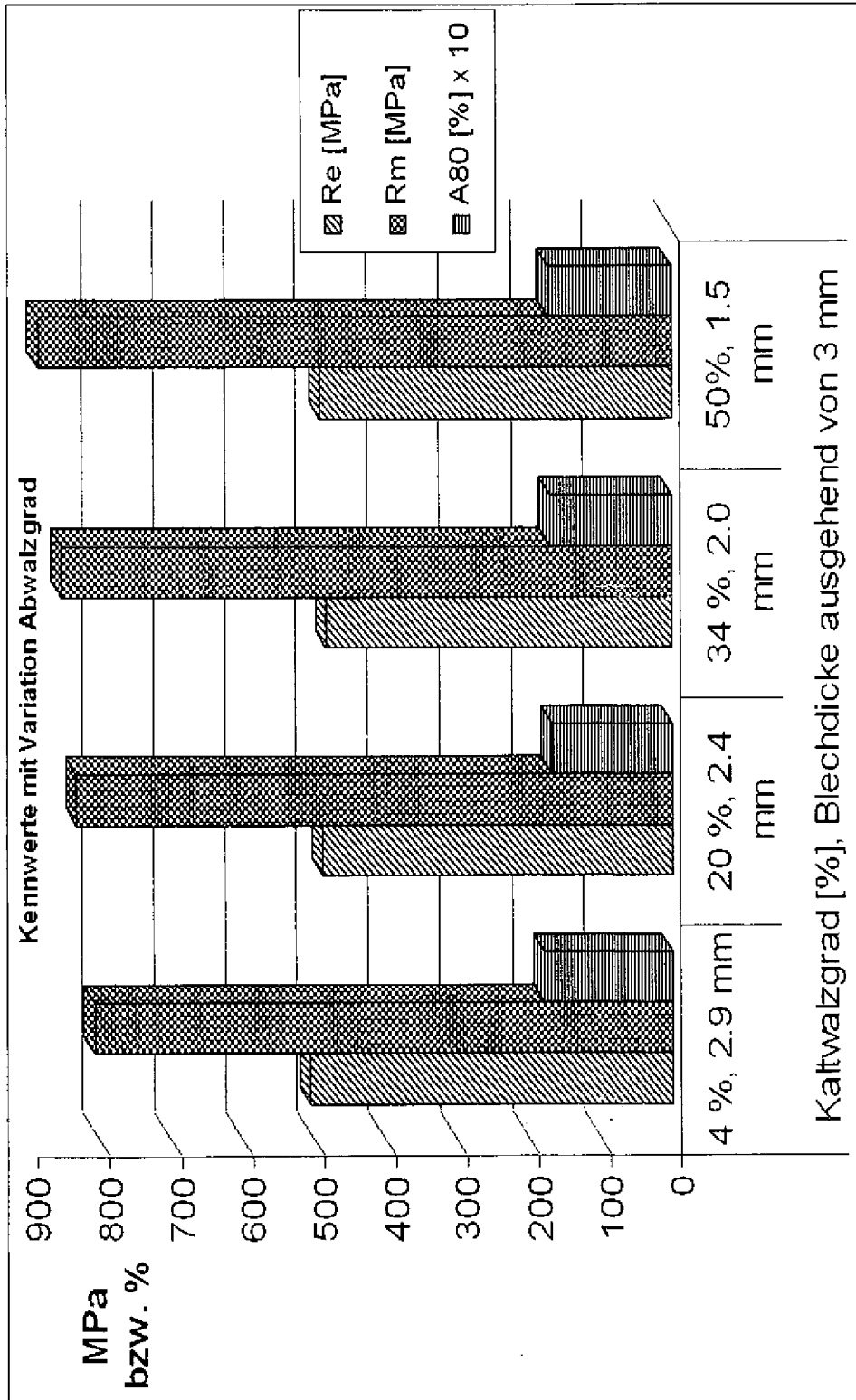
Figur 5

<b>ZTU-Diagramm mit kontinuierlicher Abkühlung</b>															
Prüfbedingungen gemäß SEP 1680/81															
Werkstoffsorte: Mehrphasenstahl		Kurzbezeichnung: Erfindung													
Chemische Zusammensetzung (Massenanteile in %): Schmelze [ ] Stück [X]															
C	Si	Mn	P	S	N	Al	Cu	Cr	Ni	Mo	Ti	V	Nb	Ca	B
0,099	0,275	1,909	0,012	0,00	0,004	0,039	0,048	0,447	0,043	0,004	0,030	0,006	0,027	0,001	0,008
Werkstück:		Pr.-Abmessung: 5x10mm													
Probenentnahme:		Härte: HV 0,5													
Austenitisieren		Meßverfahren Dilatometer													
Wärmdauer: 30s		A <sub>cr</sub> : 701 °C													
Temperatur: 920 °C		A <sub>c3</sub> : 865 °C													
Haltdauer: 300s		M <sub>s</sub> :													
Abkühltyp: exponent.		A <sub>crb</sub> :													
		A <sub>c1b</sub> :													
		Austenitkorngröße: nach Austenitisieren													
		nach DIN 50601													

Figur 6



Figur 6

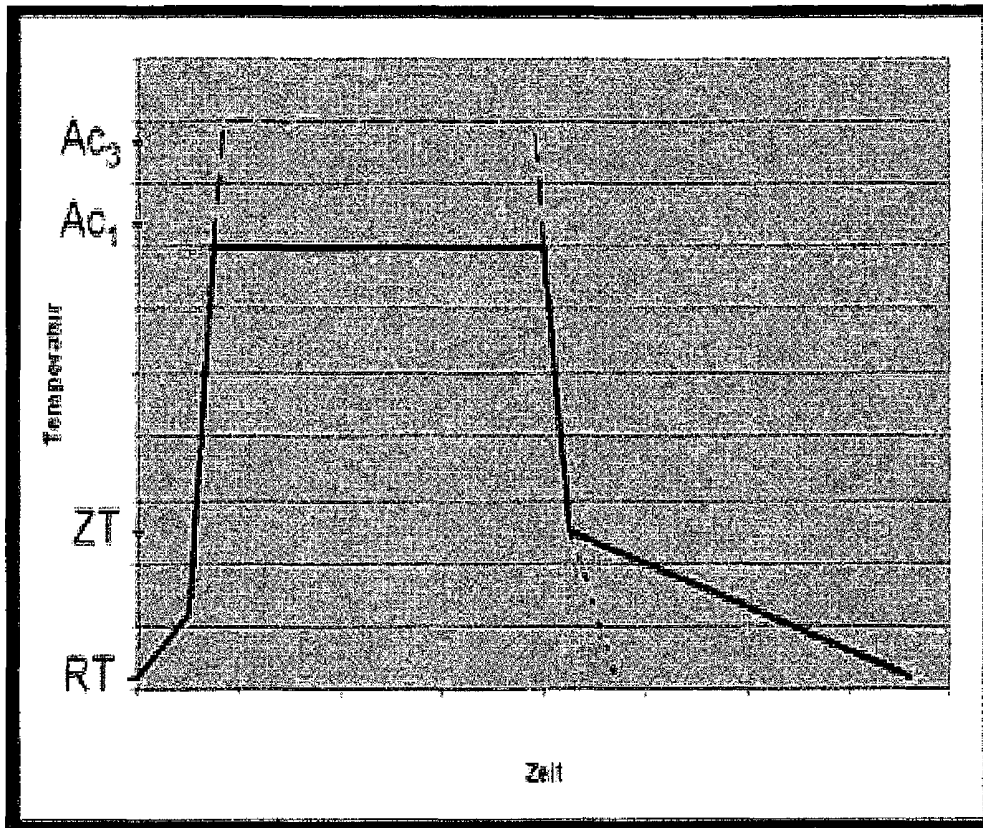


Figur 7

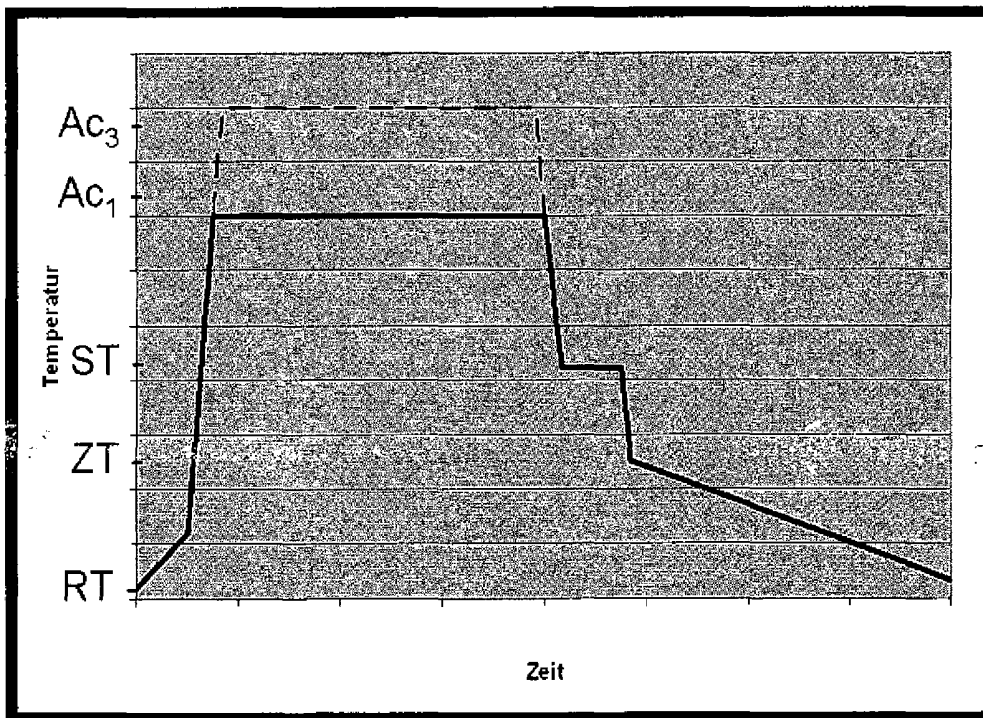
Trägermaterial	Re/MPa	Rm/MPa	A80/°%	Ferrit/°%	Martensit/°%	Bainit/°%
1.gebeiztes Warmband (HDT580X)	360	719	20,35	70	30	0
2.gebeiztes Warmband (HDT750XD*)	435	819	16,90	70	30	0
3.gebeiztes Warmband (HDT750C)	524	842	13,75	45	40	15
4.kaltnachgewalztes Warmband (dressiert) (HCT780XD)	463	843	14,85	65	15	10
5.Kaltband mit minimierten Abwalzgraden (HCT780XD)	463	843	14,85	65	15	10
6.Kaltband mit hohen Abwalzgraden (HCT780X)	473	883	14,40	5	40	55
7.Kaltband mit hohen Abwalzgraden (HCT780C)	507	916	12,40	5	45	50
8.Kaltband mit hohen Abwalzgraden (HCT980C)	928	998	7,25	10	0	90
			5,30	5	0	95

\* nicht genormt

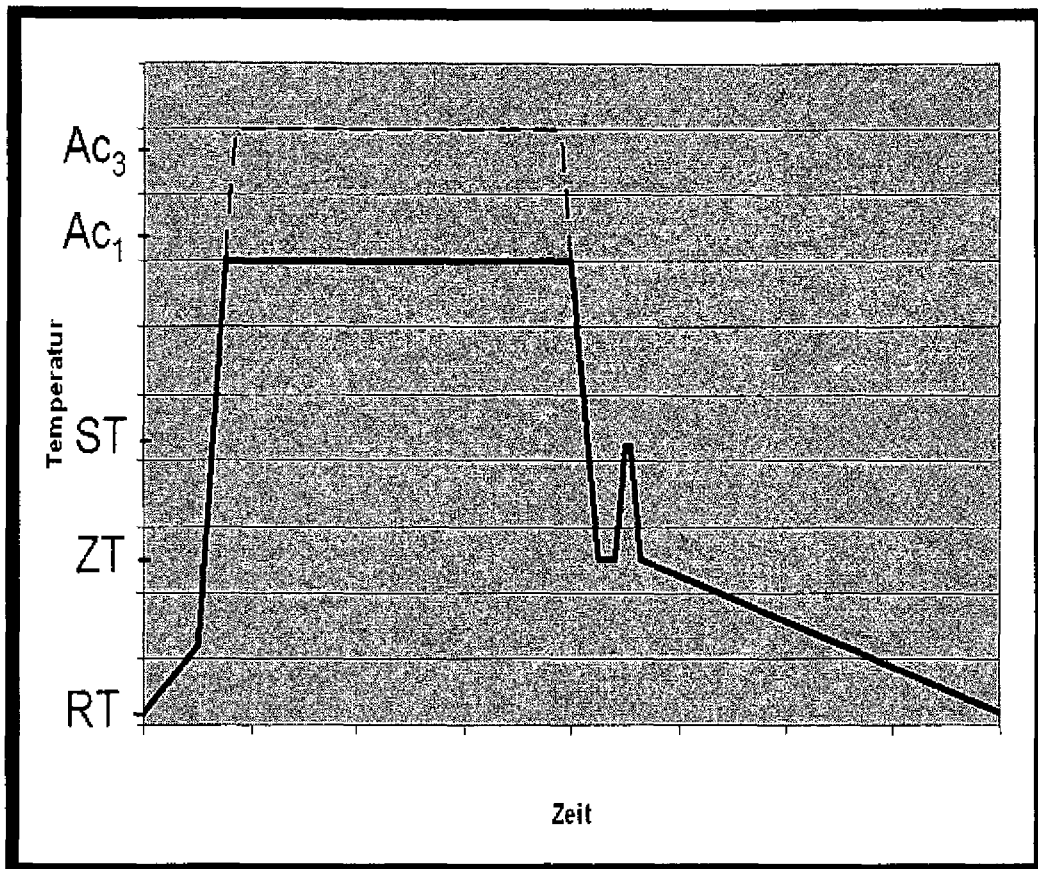
Figur 8



Figur 9a (Legende ZT = Zwischentemperatur, RT = Raumtemperatur)



Figur 9b (Legende ST = Schmelzbadtemperatur, ZT = Zwischentemperatur, RT = Raumtemperatur)



Figur 9c (Legende ST = Schmelzbadtemperatur, ZT = Zwischentemperatur, RT = Raumtemperatur)

**IN DER BESCHREIBUNG AUFGEFÜHRTE DOKUMENTE**

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

**In der Beschreibung aufgeführte Patentdokumente**

- EP 0152665 B1 **[0018]**
- EP 0691415 B1 **[0018]**
- EP 0510718 B1 **[0018]**
- EP 1154028 A1 **[0018]**
- WO 2010126161 A1 **[0018]**
- DE 10037867 A1 **[0024]**