

(19)



(11)

EP 2 439 290 A1

(12)

EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG

(43) Veröffentlichungstag:
11.04.2012 Patentblatt 2012/15

(51) Int Cl.:
C21D 6/00 (2006.01) **C21D 8/02** (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01) **C22C 38/04** (2006.01)
C22C 38/12 (2006.01) **C22C 38/14** (2006.01)

(21) Anmeldenummer: **10186553.3**

(22) Anmeldetag: **05.10.2010**

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

(71) Anmelder:
 • **ThyssenKrupp Steel Europe AG**
47166 Duisburg (DE)
 • **Voestalpine Stahl GmbH**
4020 Linz (AT)

(72) Erfinder:
 • **Bocharova, Dr., Ekaterina**
47057, Duisburg (DE)

• **Mattissen, Dr., Dorothea**
45478, Mülheim (DE)
 • **Sebald, Dr., Roland**
47608, Geldern (DE)
 • **Krizan, Dr., Daniel**
4030, Linz (AT)
 • **Pichler, Dr., Andreas**
4840, Vöcklabruck (AT)

(74) Vertreter: **Cohausz & Florack**
Patent- und Rechtsanwälte
Partnerschaftsgesellschaft
Bleichstraße 14
40211 Düsseldorf (DE)

(54) **Mehrphasenstahl, aus einem solchen Mehrphasenstahl hergestelltes kaltgewalztes Flachprodukt und Verfahren zu dessen Herstellung**

(57) Die Erfindung stellt einen Mehrphasenstahl und ein aus einem solchen Stahl erzeugtes Flachprodukt mit einer optimierten Kombination aus hoher Festigkeit und guter Verformbarkeit zur Verfügung. Der erfindungsgemäße Mehrphasenstahl enthält dazu (in Gew.-%) C: 0,14 - 0,25 %, Mn: 1,7 - 2,5 %, Si: 0,2 - 0,7 %, Al: 0,5 - 1,5 %, Cr: < 0,1 %, Mo: < 0,05 %, Nb: 0,02 - 0,06 %, S: bis zu 0,01 %, P: bis zu 0,02 %, N: bis zu 0,01 %, sowie optional mindestens ein Element aus der Gruppe "Ti, B, V" gemäß folgender Maßgabe: Ti: bis zu 0,1 %, B: bis zu 0,002 %, V: bis zu 0,15 %, Rest Eisen und unvermeidbare Verun-

reinigungen, wobei im Gefüge des Stahls mindestens 10 Vol.-% Ferrit sowie mindestens 6 Vol.-% Restaustenit vorhanden sind und der Stahl eine Zugfestigkeit R_m von mindestens 950 MPa, eine Streckgrenze R_{eL} von mindestens 500 MPa und eine in Querrichtung gemessene Bruchdehnung A_{80} von mindestens 15 % besitzt. Ebenso gibt die Erfindung ein Verfahren zur Herstellung eines erfindungsgemäßen Flachproduktes an.

Die Zusammenfassung soll ohne Figur veröffentlicht werden.

EP 2 439 290 A1

Beschreibung

[0001] Die Erfindung betrifft einen Mehrphasenstahl, ein aus einem solchen Mehrphasenstahl durch Kaltwalzen erzeugtes Kaltwalzflachprodukt sowie ein Verfahren zu dessen Herstellung. Bei den erfindungsgemäßen "Flachprodukten" kann es sich um Bleche, Bänder, daraus gewonnene Zuschnitte oder vergleichbare Produkte handeln. Wenn hier von "Kaltflachprodukten" die Rede ist, dann sind damit durch Kaltwalzen erzeugte Flachprodukte gemeint.

[0002] Insbesondere im Bereich des Fahrzeugkarosseriebaus besteht die Forderung nach Werkstoffen, die einerseits hohe Festigkeiten besitzen, andererseits aber auch so gut verformbar sind, dass aus ihnen mit einfachen Mitteln komplex gestaltete Bauteile geformt werden können.

[0003] Ein Mehrphasenstahl, der ein in dieser Hinsicht ausgewogenes Eigenschaftsprofil besitzen soll, ist aus der EP 1 367 143 A1 bekannt. Neben einer vergleichbar hohen Festigkeit und guten Verformbarkeit soll der bekannte Stahl auch eine besonders gute Schweißbarkeit besitzen.

[0004] Der bekannte Stahl enthält dazu 0,03 - 0,25 Gew.-% C, durch dessen Anwesenheit in Kombination mit den anderen Legierungselementen Zugfestigkeiten von mindestens 700 MPa erreicht werden sollen. Zusätzlich unterstützt werden soll die Festigkeit des bekannten Stahls durch Mn in Gehalten von 1,4 - 3,5 Gew.-%. Al wird bei der Erschmelzung des bekannten Stahls als Oxidationsmittel eingesetzt und kann in dem Stahl in Gehalten von bis zu 0,1 Gew.-% vorhanden sein. Der bekannte Stahl kann auch bis zu 0,7 Gew.-% Si aufweisen, durch dessen Anwesenheit sich die ferritisch-martensitische Struktur des Stahls stabilisieren lässt. Cr wird dem bekannten Stahl in Gehalten von 0,05 - 1 Gew.-% zugegeben, um den Einfluss der durch den Schweißvorgang im Bereich der Schweißnaht eingetragenen Wärme zu vermindern. Für denselben Zweck sind in dem bekannten Stahl 0,005 - 0,1 Gew.-% Nb vorhanden. Nb soll dabei zusätzlich einen positiven Einfluss auf die Verformbarkeit des Stahls besitzen, da seine Anwesenheit eine Feinung des Ferritkorns mit sich bringt. Für denselben Zweck können dem bekannten Stahl 0,05 - 1 Gew.-% Mo, 0,02 - 0,5 Gew.-% V, 0,005 - 0,05 Gew.-% Ti und 0,0002 - 0,002 Gew.-% B zugegeben werden. Mo und V tragen dabei zur Härtebarkeit des bekannten Stahls bei, während Ti und B sich zusätzlich positiv auf die Festigkeit des Stahls auswirken sollen.

[0005] Ein anderes, ebenfalls aus einem hochfesten Mehrphasenstahl bestehendes, gut verformbares Stahlblech ist aus der EP 1 589 126 B1 bekannt. Dieses bekannte Stahlblech enthält 0,10 - 0,28 Gew.-% C, 1,0 - 2,0 Gew.-% Si, 1,0 - 3,0 Gew.-% Mn, 0,03 - 0,10 Gew.-% Nb, bis zu 0,5 Gew.-% Al, bis zu 0,15 Gew.-% P, bis zu 0,02 Gew.-% S. Optional können in dem Stahlblech bis zu 1,0 Gew.-% Mo, bis zu 0,5 Gew.-% Ni, bis zu 0,5 Gew.-% Cu, bis 0,003 Gew.-% Ca bis zu 0,003 Gew.-% Seltenerdmetalle, bis zu 0,1 Gew.-% Ti oder bis zu 0,1 Gew.-% V vorhanden sein. Das Gefüge des bekannten Stahlblechs weist bezogen auf seine Gesamtstruktur einen Restaustenit-Gehalt von 5 - 20 % sowie mindestens 50 % bainitischen Ferrit auf.

[0006] Gleichzeitig soll der Anteil an polygonalem Ferrit an dem Gefüge des bekannten Stahlblechs höchstens 30 % betragen. Durch die Beschränkung des Anteils an polygonalem Ferrit soll in dem bekannten Stahlblech Bainit die Matrix-Phase bilden und Restaustenit-Anteile vorhanden sein, die zur Ausgewogenheit von Zugfestigkeit und Verformbarkeit beitragen. Auch dabei soll die Anwesenheit von Nb sicherstellen, dass der Restaustenit-Anteil des Gefüges feinkörnig ausgebildet ist.

[0007] Um diesen Effekt zu gewährleisten, wird im Zuge der Erzeugung des aus der EP 1 589 126 B1 bekannten Stahlblechs eine besonders hohe Anfangstemperatur des Warmwalzens von 1250 - 1350 °C gewählt. In diesem Temperaturbereich geht Nb vollständig in feste Lösung, so dass sich während des Warmwalzens des Stahls eine große Zahl von feinen Nb-Karbid bildet, die im polygonalen Ferrit oder im Bainit vorliegen. Weiter heißt es in der EP 1 589 126 B1, dass die hohe Anfangstemperatur des Warmwalzens zwar die Voraussetzung für die Feinheit des Restaustenits ist, jedoch nicht alleine den gewünschten Effekt hat. Vielmehr soll dazu auch eine abschließende Glühung bei Temperaturen oberhalb der A_{c3} -Temperatur, ein darauf folgendes kontrolliertes Abkühlen mit einer Abkühlrate von mindestens 10 °C/s bis zu einer im Bereich von 300 - 450 °C liegenden Temperatur, bei der die Bainit-Umwandlung abläuft, und schließlich ein Halten bei dieser Temperatur über eine ausreichend lange Zeit erforderlich sein.

[0008] Vor dem Hintergrund des voranstehend beschriebenen Standes der Technik bestand die Aufgabe der Erfindung darin, einen Mehrphasenstahl mit einer weiter erhöhten Festigkeit zu schaffen, der gleichzeitig eine hohe Bruchdehnung besitzt. Ebenso sollten ein Flachprodukt mit einer weiter optimierten Kombination aus hoher Festigkeit und gute Verformbarkeit sowie ein Verfahren zur Herstellung eines solchen Flachproduktes angegeben werden.

[0009] In Bezug auf den Stahl ist die voranstehend angegebene Aufgabe erfindungsgemäß durch einen gemäß Anspruch 1 beschaffenen Stahl gelöst worden.

[0010] In Bezug auf das Flachprodukt besteht die Lösung der oben genannten Aufgabe in einem gemäß Anspruch 13 ausgebildeten Kaltflachprodukt.

[0011] Im Hinblick auf das Verfahren ist die oben angegebene Aufgabe schließlich erfindungsgemäß dadurch gelöst worden, dass die in Anspruch 14 angegebenen Arbeitsschritte durchlaufen werden.

[0012] Vorteilhafte Ausgestaltungen der Erfindung sind in den abhängigen Ansprüchen angegeben und werden nachfolgend gemeinsam mit dem allgemeinen Erfindungsgedanken im Einzelnen erläutert.

[0013] Ein erfindungsgemäßer Mehrphasenstahl enthält (in Gew.-%) C: 0,14 - 0,25 %, Mn: 1,7 - 2,5 %, Si: 0,2 - 0,7

%, Al: 0,5 - 1,5 %, Cr: < 0,1 %, Mo: < 0,05 %, Nb: 0,02 - 0,06 %, S: bis zu 0,01 %, insbesondere bis zu 0,005 %, P: bis zu 0,02 %, N: bis zu 0,01 %, sowie optional mindestens ein Element aus der Gruppe "Ti, B, V", und als Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen, wobei für die Gehalte der optional vorgesehenen Elemente vorgesehen ist, dass Ti: $\leq 0,1$ %, B: $\leq 0,002$ %, V: $\leq 0,15$ % und wobei im Gefüge des Stahls mindestens 10 Vol.-% Ferrit sowie mindestens 6 Vol.-% Restaustenit vorhanden sind.

[0014] Ein erfindungsgemäß zusammengesetzter und beschaffener Stahl erreicht eine Zugfestigkeit R_m von mindestens 950 MPa, eine Streckgrenze R_{eL} von mindestens 500 MPa und eine Bruchdehnung A_{80} in Querrichtung von mindestens 15 %.

[0015] Kohlenstoff erhöht die Menge und die Stabilität des Restaustenits. In erfindungsgemäßem Stahl ist daher mindestens 0,14 Gew.-% Kohlenstoff vorhanden, um den Austenit bis Raumtemperatur zu stabilisieren und eine vollständige Umwandlung des bei einer Glühbehandlung gebildeten Austenits in Martensit, Ferrit oder Bainit bzw. bainitischen Ferrit zu verhindern. Über 0,25 Gew.-% liegende Kohlenstoffgehalte wirken sich jedoch auf die Schweißseignung negativ aus.

[0016] Mn trägt wie C zur Festigkeit und zur Erhöhung der Menge und der Stabilität des Restaustenits bei. Zu hohe Mn-Gehalte verstärken jedoch die Gefahr der Seigerungsbildung. Sie wirken sich zudem negativ auf die Bruchdehnung aus, da die Ferrit- und Bainit-Umwandlungen stark verzögert werden und als Folge vergleichbar hohe Mengen an Martensit im Gefüge verbleiben. Der Mn-Gehalt eines erfindungsgemäßen Stahls ist auf 1,7 - 2,5 Gew.-% festgesetzt.

[0017] In einem erfindungsgemäßen Stahl sind Al in Gehalten von 0,5 - 1,5 Gew.-% und Si in Gehalten von 0,2 - 0,7 Gew.-% vorhanden, um bei der im Zuge der erfindungsgemäßen Verarbeitung des Stahls durchgeführten Überalterungsbehandlung die Karbidbildung in der Bainitstufe zu vermeiden. Die Bainitumwandlung läuft in Folge der Anwesenheit von Al und Si nicht vollständig ab, so dass nur bainitischer Ferrit gebildet wird und die Karbidbildung nicht zu Stande kommt. Auf diese Weise wird die erfindungsgemäß angestrebte Stabilität von an Kohlenstoff angereicherter Restaustenit erzielt. Besonders sicher lässt sich dieser Effekt dadurch gewährleisten, dass der Si-Gehalt auf bis zu 0,6 Gew.-% oder der Al-Gehalt auf 0,7 - 1,4 Gew.-% beschränkt werden, wobei Si-Gehalte von mehr als 0,2 Gew.-% und weniger als 0,6 Gew.-% eingestellt werden und die Al-Gehalte zwischen 0,7 Gew.-% und 1,4 Gew.-% liegen. Bei kombinierter Anwesenheit von Si und Al ergeben sich optimale Eigenschaften des erfindungsgemäßen Mehrphasenstahls, wenn die Summe seiner Al- und Si-Gehalte 1,2 - 2,0 Gew.-% beträgt.

[0018] Cr und Mo sind in einem erfindungsgemäßen Stahl unerwünscht und sollen daher nur in unwirksamen Mengen vorhanden sein, da sie die bainitische Umwandlung verzögern und die Stabilisierung des Restaustenits behindern. Daher ist erfindungsgemäß der Cr-Gehalt auf weniger als 0,1 Gew.-% und der Mo-Gehalt eines erfindungsgemäßen Stahls auf weniger als 0,05 Gew.-%, insbesondere weniger als 0,01 Gew.-%, beschränkt.

[0019] Ein erfindungsgemäßer Stahl enthält Nb in Gehalten von 0,02 - 0,06 Gew.-% sowie optional eines oder mehrere der Elemente "Ti, V, B", um die Festigkeit des erfindungsgemäßen Stahls zu steigern. Nb, Ti, V und B bilden mit dem im erfindungsgemäßen Stahl vorhandenen C und N sehr feine Ausscheidungen. Diese Ausscheidungen wirken festigkeits- und streckgrenzensteigernd durch Teilchenhärtung und Kornfeinung. Die Kornfeinung ist auch für die umformtechnischen Eigenschaften des Stahls von großem Vorteil.

[0020] Ti bindet N noch bei der Erstarrung bzw. bei sehr hohen Temperaturen ab, so dass mögliche negative Wirkungen dieses Elements auf die Eigenschaften des erfindungsgemäßen Stahls auf ein Minimum reduziert sind. Um diese Effekte zu nutzen, kann einem erfindungsgemäßen Stahl zusätzlich zum stets vorhandenen Nb bis zu 0,1 Gew.-% Ti und bis zu 0,15 Gew.-% V zugegeben werden.

[0021] Eine Überschreitung der erfindungsgemäß vorgegebenen Obergrenzen der Gehalte an Mikrolegierungselementen würde zur Verzögerung der Rekristallisation während des Glühens führen, so dass diese bei der realen Produktion entweder nicht realisiert werden kann oder eine zusätzliche Ofenleistung erfordern würde.

[0022] Der positive Einfluss der Anwesenheit von Ti in Bezug auf die Abbindung des N-Gehalts kann dann besonders zielgerichtet genutzt werden, wenn der Ti-Gehalt "%Ti" eines erfindungsgemäßen Mehrphasenstahls folgende Bedingung [3] erfüllt:

$$[3] \quad \%Ti \geq 3,4 \times \%N,$$

wobei mit "%N" der jeweilige N-Gehalt des Mehrphasenstahls bezeichnet ist und diese Bedingung insbesondere dann einzuhalten ist, wenn der Ti-Gehalt 0,01 - 0,03 Gew.-% beträgt.

[0023] Besonders sicher tritt die positive Wirkung von Ti in einem erfindungsgemäßen Stahl dann ein, wenn sein Ti-Gehalt mindestens 0,01 Gew.-% beträgt.

[0024] Durch die Zugabe von bis zu 0,002 Gew.-% Bor kann die Ferritbildung bei der Abkühlung verzögert werden, so dass eine größere Austenitmenge in der Bainitstufe vorliegt. Dadurch können die Menge und die Stabilität des Restaustenits erhöht werden. Darüber hinaus wird statt normalem Ferrit bainitischer Ferrit gebildet, der zur Erhöhung

der Streckgrenze beiträgt.

[0025] Praxisgerechte, im Hinblick auf die Kosten und das Eigenschaftsprofil des erfindungsgemäßen Stahls besonders vorteilhafte Varianten des erfindungsgemäßen Stahls ergeben sich, wenn der Ti-Gehalt auf 0,02 Gew.-% beschränkt ist sowie B in Gehalten von 0,0005 - 0,002 Gew.-% oder V in Gehalten von 0,06 - 0,15 Gew.-% vorhanden sind.

[0026] Im Gefüge eines erfindungsgemäßen Stahls sind mindestens 10 Vol.-% Ferrit, insbesondere mindestens 12 Vol.-% Ferrit, sowie mindestens 6 Vol.-% Restaustenit vorhanden, um einerseits die angestrebte hohe Festigkeit und andererseits die gute Verformbarkeit zu sichern. Dazu können abhängig von der Menge der übrigen Gefügebestandteile bis zu 90 Vol.-% des Gefüges aus Ferrit und bis maximal 20 Vol.-% aus Restaustenit bestehen. Gehalte von mindestens 5 Vol.-% Martensit im Gefüge des erfindungsgemäßen Stahls tragen zu dessen Festigkeit bei, wobei der Martensitgehalt auf max. 40 Vol.-% beschränkt sein sollte, um eine ausreichende Dehnbarkeit des erfindungsgemäßen Stahls sicherzustellen. Dabei können optional 5 - 40 Vol.-% Bainit im Gefüge eines erfindungsgemäßen Stahls vorhanden sein.

[0027] Bevorzugt ist der Restaustenit eines erfindungsgemäßen Stahls so mit Kohlenstoff angereichert, dass sein gemäß der im Artikel von A. Zarei Hanzaki et al. in ISIJ Int. Vol. 35, No 3, 1995, pp. 324 - 331 veröffentlichten Formel [1] berechneter C_{inRA} -Gehalt mehr als 0,6 Ges.-% beträgt.

$$[1] \quad C_{inRA} = (a_{RA} - a_{\gamma}) / 0,0044$$

mit a_{γ} : 0,3578 nm (Gitterkonstante des Austenits); a_{RA} : jeweiliger Gitterparameter des Restaustenits nach der Endabkühlung in nm am fertigen Kaltband gemessen.

[0028] Die Menge des im Restaustenit vorhandenen Kohlenstoffs beeinflusst wesentlich die TRIP-Eigenschaften und die Dehnbarkeit eines erfindungsgemäßen Stahls. Dementsprechend ist es vorteilhaft, wenn der C_{inRA} -Gehalt so hoch wie möglich ist.

[0029] In Bezug auf die angestrebte hohe Stabilität des Restaustenits vorteilhaft ist es darüber hinaus, wenn er eine nach der Formel [2] berechnete Güte G_{RA} des Restaustenits ("Restaustenitgüte") von mehr als 6, insbesondere mehr als 8, aufweist.

$$[2] \quad G_{RA} = \%RA \times C_{inRA}$$

mit

$\%RA$: Restaustenit-Gehalt des Mehrphasenstahls in Vol.%;

C_{inRA} : C-Gehalt des Restaustenits berechnet gemäß Formel [1].

[0030] Ein kaltgewalztes Flachprodukt der erfindungsgemäßen Art lässt sich in erfindungsgemäßer Weise dadurch erzeugen, dass im ersten Arbeitsschritt ein erfindungsgemäßer Mehrphasenstahl erschmolzen und zu einem Vorprodukt vergossen wird. Bei diesem Vorprodukt kann es sich um eine Bramme oder Dünnbramme handeln.

[0031] Das Vorprodukt wird dann erforderlichenfalls auf eine 1100 - 1300 °C betragende Temperatur wiedererwärmt, von der ausgehend das Vorprodukt anschließend zu einem Warmband warmgewalzt wird. Die Endtemperatur des Warmwalzens beträgt erfindungsgemäß 820 - 950 °C. Das erhaltene Warmband wird bei einer 400 - 750 °C, insbesondere 530 - 600 °C, betragenden Haspeltemperatur zu einem Coil gewickelt.

[0032] Um die Kaltwalzbarkeit des Warmbands zu verbessern, kann das Warmband nach dem Haspeln und vor dem Kaltwalzen einer Glühung unterzogen werden. Diese kann vorteilhafterweise als Haubenglühung oder im kontinuierlichen Durchlauf absolvierte Glühung durchgeführt werden. Die bei der das Kaltwalzen vorbereitenden Glühung eingestellten Glühtemperaturen betragen typischerweise 400 - 700 °C.

[0033] Nach dem Haspeln wird das Warmband bei Kaltwalzgraden von 30 - 80 %, insbesondere 50 - 70 %, zu einem Kaltflachprodukt kaltgewalzt, wobei Kaltwalzgrade von 30 - 75 %, insbesondere 50 - 65 % besonders sicher zu dem gewünschten Ergebnis führen. Das erhaltene Kaltflachprodukt wird anschließend einer Wärmbehandlung unterzogen, bei der es zunächst ein Durchlaufglühen bei einer 750 - 900 °C, insbesondere 800 - 830 °C, betragenden Glühtemperatur durchläuft, um anschließend bei einer 350 - 500 °C, insbesondere 370 - 460 °C, betragenden Überalterungstemperatur einer Überalterungsbehandlung unterzogen zu werden. Die Glühdauer, über die das Kaltflachprodukt im Zuge des Durchlaufglühens bei der Glühtemperatur geglüht wird, beträgt typischerweise 10 - 300 s, während die Dauer der nach dem Glühen durchgeführten Überalterungsbehandlung bis zu 800 s betragen kann, wobei hier in der Regel die Mindestglühdauer 10 s betragen wird.

[0034] Optional kann das geglühte Kaltflachprodukt zwischen dem Glühen und dem Überaltern beschleunigt abgekühlt werden, um eine Rückumwandlung in Ferrit zu erlangen und die Entstehung von Perlit zu unterdrücken. Ausgehend

von der Glüh­temperatur bis zu einer 500 °C betragenden Zwischentemperatur kann dazu die jeweils eingestellte Abkühlgeschwindigkeit mindestens 5 °C/s betragen. Anschließend erfolgt gegebenenfalls über eine für die Entstehung des gewünschten Gefüges ausreichende Dauer ein Halten des Kaltflachprodukts bei der Zwischentemperatur, auf das hin das Kaltflachprodukt dann weiter abgekühlt wird.

[0035] Das Glühen des Kaltflachprodukts kann im Zuge einer Feuerbeschichtung durchgeführt werden, bei der das Kaltflachprodukt mit einer metallischen Schutzbeschichtung versehen wird.

[0036] Ebenso ist es möglich, das erfindungsgemäß erzeugte Kaltband nach der Wärmebehandlung durch elektrolytisches Beschichten oder ein anderes Abscheidungsverfahren mit einer Schutzschicht zu versehen.

[0037] Ergänzend oder alternativ kann es ebenso zweckmäßig sein, das Kaltflachprodukt mit einer organischen Schutzschicht zu belegen.

[0038] Optional kann das erhaltene Kaltband auch noch einer Nachwalzung bei Verformungsgraden von bis zu 10 % unterzogen werden, um seine Maßhaltigkeit, Oberflächenbeschaffenheit und mechanische Eigenschaften zu verbessern.

[0039] Zum Nachweis der Eigenschaften erfindungsgemäß beschaffener und erzeugter Bleche sind die in Tabelle 1 angegebenen Schmelzen S1 bis S13 erschmolzen und zu Kaltflachprodukten K1 - K41 verarbeitet worden.

[0040] Die Erzeugung der Kaltflachprodukte K1 - K41 umfasste die Arbeitsschritte:

- Erschmelzen und Vergießen der Schmelzen S1 - S13 zu jeweils einer Dünnbramme;
- Warmwalzen der Dünnbramme des Vorprodukts ausgehend von einer Anfangstemperatur WAT und endend bei einer Endtemperatur WET zu einem Warmband;
- Haspeln des Warmbands bei einer Haspeltemperatur HT;
- Kaltwalzen des Warmbands nach dem Haspeln bei Kaltwalzgraden KWG zum jeweiligen Kaltflachprodukt K1 - K41;
- Durchlaufglühen des Kaltflachprodukts bei einer Glüh­temperatur GT innerhalb einer Glühdauer Gt;
- Überaltern des Kaltflachprodukts bei einer betragenden Überalterungstemperatur UA T über eine Überalterungsdauer UA t.

[0041] In Tabelle 2 sind für Glüh- und Überalterungszyklen 1 - 15 die jeweils eingestellten Parameter "Glüh­temperatur GT", "Glühzeit Gt", "Abkühlgeschwindigkeit V nach dem Glühen", "Überalterungstemperatur UA T" und "Überalterungszeit UA t" angegeben.

[0042] Die bei der Erzeugung der als Kaltbänder oder -bleche vorliegenden Kaltflachprodukte K1 - K41 im Übrigen jeweils eingestellten Parameter, der jeweils gewählte Glühzyklus sowie die Eigenschaften der erhaltenen Kaltbänder K1 - K41 sind in Tabelle 3 verzeichnet.

Tabelle 1 (Gehaltsangaben in Gew.-%, Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen)

Schmelze	C	Si	Mn	Al	Nb	V	Ti	P	S	N	B	Erfindungsgemäß?
S1	0,210	0,41	1,82	1,020	0,041	0,004	0,005	0,004	0,003	0,0015	0,0005	JA
S2	0,250	0,42	1,79	0,970	0,044	0,006	0,003	0,005	0,004	0,0041	0,0004	JA
S3	0,230	0,42	2,48	0,980	0,042	0,005	0,015	0,006	0,005	0,0016	0,0004	JA
S4	0,220	0,42	2,27	0,98	0,040	0,011	0,015	0,004	0,003	0,0016	0,0016	JA
S5	0,231	0,70	1,83	1,020	0,044	0,120	0,006	0,004	0,003	0,0015	0,0005	JA
S6	0,220	0,40	1,83	1,03	0,045	0,006	0,003	0,004	0,005	0,0011	0,0006	JA
S7	0,231	0,40	1,90	1,400	0,025	0,100	0,007	0,004	0,004	0,0013	0,0004	JA
S8	0,215	0,41	2,23	0,970	0,058	0,005	0,004	0,003	0,004	0,0014	0,0005	JA
S9	0,222	0,40	1,80	1,01	0,045	0,10	0,003	0,004	0,004	0,0017	0,0005	JA
S10	0,220	0,65	1,95	1,250	0,029	0,006	0,019	0,005	0,003	0,0016	0,0013	JA
S11	0,215	0,41	2,24	0,91	0,041	0,11	0,004	0,005	0,003	0,0016	0,0005	JA
S12	0,220	0,35	2,50	1,230	0,027	0,005	0,017	0,005	0,003	0,0016	0,0010	JA
S13	0,226	0,41	1,81	1,03	0,003	0,005	0,001	0,003	0,005	0,0013	0,0006	NEIN

EP 2 439 290 A1

Tabelle 2

Glüh-Zyklus Nr.	GT [°C]	Gt [s]	V [°C/s]	UA T [°C]	UA t [s]
1	820	60	15	375	60
2	820	60	15	375	120
3	820	60	15	375	360
4	820	60	15	425	30
5	820	60	15	425	60
6	820	60	15	425	120
7	820	60	15	450	30
8	820	60	15	450	60
9	820	60	15	450	120
10	820	60	50	425	30
11	820	60	50	425	60
12	820	60	50	425	120
13	820	60	100	425	120
14	840	60	100	425	120
15	860	60	100	425	120

Tabelle 3

	Schmelze	Glüh. Nr.	WAT [°C]	WET [°C]	HT [°C]	KWG [%]	R _{eL} [MPa]	R _m [MPa]	A ₈₀ [%]	RA [Vol-%]	C _{inRA} [Gew.- %]	Güte RA	a _{Ra} [nm]	Erfindungsgemäß?
K1	S1	1	1250	940	600	65	512	975	23,1	18,0	0,76	13,68	0,3611	ja
K2	S1	2	1260	940	610	68	550	1002	23,7	17,0	0,78	13,26	0,3612	ja
K3	S1	3	1250	930	620	63	561	963	24, 6	16,5	0,81	13,37	0,3614	ja
K4	S2	13	1300	930	700	63	614	1070	18,2	15,0	0, 91	13,65	0,3618	ja
K5	S2	14	1140	950	690	55	603	1050	23,1	15,5	0,93	14,42	0,3619	ja
K6	S2	15	1250	870	400	56	580	1020	23,6	17,0	0, 94	15, 98	0,3619	ja
K7	S3	10	1160	860	430	52	552	1103	15,5	15,0	0, 65	9,75	0,3607	ja
K8	S3	11	1180	870	420	55	584	1070	17,1	17,5	0,74	12,95	0,3611	ja
K9	S3	12	1180	920	560	54	570	1007	18,2	18,0	0,78	14,04	0,3612	ja
K10	S4	10	1190	920	560	63	509	964	16,1	15,5	0,73	11,32	0,3610	ja
K11	S4	11	1170	910	550	75	592	990	18,5	18,0	0,82	14,76	0,3614	ja
K12	S4	12	1260	910	530	73	548	1050	21,4	19,0	0,80	15,20	0,3613	ja
K13	S4	14	1240	820	450	30	517	1035	25, 6	13,0	0, 95	12,35	0,3620	ja
K14	S5	7	1300	940	560	54	503	981	18,1	16,5	0,78	12,87	0,3612	ja
K15	S5	8	1250	830	450	45	524	968	19,3	17,5	0,83	14,53	0,3615	ja
K16	S5	9	1140	850	460	50	563	1003	20,8	18,0	0,85	15,30	0,3615	ja
K17	S6	4	1150	900	500	50	532	1010	25,9	18,0	0,84	15,12	0,3615	ja
K18	S6	5	1300	900	530	56	575	986	26,6	16,5	0,91	15,02	0,3618	ja
K19	S6	6	1290	930	530	53	584	978	28, 0	16,5	0,95	15,68	0,3620	ja
K20	S7	4	1280	920	540	54	520	965	22,1	17,5	0,76	13,30	0,3611	ja
K21	S7	5	1280	930	700	56	536	954	22,5	18,0	0,81	14,58	0,3614	ja
K22	S7	6	1290	910	650	58	587	992	21,4	18,5	0,84	15,54	0,3615	ja
K23	S8	13	1150	880	430	60	571	997	20,7	14,5	0,91	13,20	0,3618	ja

	Schmelze	Glüh. Nr.	WAT [°C]	WET [°C]	HT [°C]	KWG [%]	R _{eL} [MPa]	R _m [MPa]	A ₈₀ [%]	RA [Vol-%]	C _{inRA} [Gew.- %]	Güte RA	a _{Ra} [nm]	Erfindungsgemäß?
K24	S8	14	1150	870	460	65	525	981	22,4	15,0	0,95	14,25	0,3620	ja
K25	S8	15	1100	880	460	45	521	962	24,1	15,5	0,94	14,57	0,3619	ja
K26	S9	4	1160	930	660	63	511	1009	18,7	17,0	0,77	13,09	0,3612	ja
K27	S9	5	1230	950	650	62	526	1021	19,5	17,5	0,82	14,35	0,3614	ja
K28	S9	6	1230	950	650	70	574	1019	21,2	18,5	0,86	15,91	0,3616	ja
K29	S10	10	1170	940	680	75	510	1003	20,1	17,5	0,79	13,83	0,3613	ja
K30	S10	11	1240	930	560	64	564	997	21,6	18,5	0,84	15,54	0,3615	ja
K31	S10	12	1200	850	490	55	589	1011	22,2	18,5	0,88	16,28	0,3617	ja
K32	S11	10	1190	860	470	46	545	1130	15,5	15,0	0,70	10,50	0,3609	ja
K33	S11	11	1190	870	470	35	529	1062	16,7	17,0	0,82	13,94	0,3614	ja
K34	S11	12	1150	910	530	49	602	1018	18,1	18,0	0,80	14,40	0,3613	ja
K35	S11	14	1160	920	520	51	608	993	23,4	13,5	0,93	12,56	0,3619	ja
K36	S12	10	1140	910	520	52	542	1089	15,9	15,5	0,65	10,08	0,3607	ja
K37	S12	11	1200	920	530	50	583	1054	18,1	17,0	0,63	10,71	0,3606	ja
K38	S12	12	1210	930	560	49	589	1023	19,4	18,5	0,67	12,40	0,3607	ja
K39	S13	7	1210	940	700	70	404	796	30,0	19,5	0,91	17,75	0,3618	nein
K40	S13	8	1220	860	410	45	440	763	27,0	18,0	0,93	16,74	0,3619	nein
K41	S13	9	1230	870	420	60	453	775	25,4	17,5	0,95	16,63	0,3620	nein

Patentansprüche

1. Mehrphasenstahl enthaltend (in Gew.-%)

C: 0,14 - 0,25 %

Mn: 1,7 - 2,5 %

Si: 0,2 - 0,7 %

Al: 0,5 - 1,5 %

Cr: < 0,1 %

Mo: < 0,05 %

Nb: 0,02 - 0,06 %

S: bis zu 0,01 %

P: bis zu 0,02 %

N: bis zu 0,01 %

sowie optional mindestens ein Element aus der Gruppe "Ti, B, V" gemäß folgender Maßgabe:

Ti: bis zu 0,1 %

B: bis zu 0,002 %

V: bis zu 0,15 %

Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen, wobei im Gefüge des Stahls mindestens 10 Vol.-% Ferrit sowie mindestens 6 Vol.-% Restaustenit vorhanden sind und der Stahl eine Zugfestigkeit R_m von mindestens 950 MPa, eine Streckgrenze R_{eL} von mindestens 500 MPa und eine in Querrichtung gemessene Bruchdehnung A_{80} von mindestens 15 % besitzt.

2. Mehrphasenstahl nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, dass** der gemäß der Formel [1] berechnete C_{inRA} -Gehalt des Restaustenits mehr als 0,6 Gew.-% beträgt:

$$[1] \quad C_{inRA} = (a_{RA} - a_\gamma) / 0,0044$$

mit

a_γ : 0,3578 nm (Gitterkonstante des Austenits);

a_{RA} : Gitterparameter des Restaustenits im fertigen Mehrphasenstahl nach der Endabkühlung in nm.

3. Mehrphasenstahl nach Anspruch 2, **dadurch gekennzeichnet, dass** er eine nach der Formel [2] berechnete Güte G_{RA} des Restaustenits aufweist, für die gilt $G_{RA} > 6$:

$$[2] \quad G_{RA} = \%RA \times C_{inRA}$$

mit %

RA: Restaustenit-Gehalt des Mehrphasenstahls in Vol.-%;

C_{inRA} : C-Gehalt des Restaustenits berechnet gemäß Formel [1].

4. Mehrphasenstahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Summe seiner Al- und Si-Gehalte 1,2 - 2,0 Gew.-% beträgt.

5. Mehrphasenstahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein Si-Gehalt weniger als 0,6 Gew.-% beträgt.

6. Mehrphasenstahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein Al-Gehalt 0,7 - 1,4 Gew.-% beträgt.

7. Mehrphasenstahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein Ti-Gehalt bis zu 0,02 Gew.-% beträgt.

8. Mehrphasenstahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein Ti-Gehalt %Ti die Bedingung [3] erfüllt:

$$[3] \quad \%Ti \geq 3,4 \times \%N$$

mit %N: N-Gehalt des Mehrphasenstahls.

9. Mehrphasenstahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** er mindestens 0,0005 Gew.-% B enthält.

10. Mehrphasenstahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** er mindestens 0,06 Gew.-% V enthält.

11. Mehrphasenstahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein Gefüge einen Martensit-Anteil von mindestens 5 Vol.-% aufweist.

12. Mehrphasenstahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein Gefüge einen Bainit-Anteil von 5 - 40 Vol.-% aufweist.

13. Kaltflachprodukt hergestellt aus einem gemäß einem der Ansprüche 1 bis 11 beschaffenen Mehrphasenstahl.

14. Verfahren zum Herstellen eines Kaltflachprodukts gemäß Anspruch 13, bei dem folgende Arbeitsschritte absolviert werden:

- Erschmelzen und Vergießen eines gemäß einem der Ansprüche 1 bis 11 beschaffenen Mehrphasenstahls zu einem Vorprodukt;
- Warmwalzen des Vorprodukts ausgehend von einer 1100 - 1300 °C betragenden Anfangstemperatur und endend bei einer 820 - 950 °C betragenden Endtemperatur zu einem Warmband;
- Haspeln des Warmbands bei einer 400 - 750 °C betragenden Haspeltemperatur;
- optionales Glühen des Warmbands zur Verbesserung der Kaltwalzbarkeit;
- nach dem Haspeln bei Kaltwalzgraden von 30 - 80 % erfolgreiches Kaltwalzen des Warmbands zu dem Kaltflachprodukt;
- Durchlaufglühen des Kaltflachprodukts bei einer 750 - 900 °C betragenden Glühtemperatur;
- optional beschleunigtes Abkühlen des durchlaufgeglühten Kaltflachproduktes;
- Überaltern des Kaltflachprodukts bei einer 350 - 500 °C betragenden Überalterungstemperatur.

15. Verfahren nach Anspruch 14, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Haspeltemperatur 530 - 600 °C, der Kaltwalzgrad 50 - 70 %, die Glühtemperatur 800 - 830 °C oder die Überalterungstemperatur 370 - 460 °C betragen.

16. Verfahren nach einem der Ansprüche 14 oder 15, **dadurch gekennzeichnet, dass** das optional nach dem Haspeln und vor dem Kaltwalzen durchgeführte Glühen als Haubenglühung oder als Durchlaufglühung bei einer Glühtemperatur von 400 - 700 °C ausgeführt wird.



EUROPÄISCHER RECHERCHENBERICHT

 Nummer der Anmeldung
EP 10 18 6553

EINSCHLÄGIGE DOKUMENTE			
Kategorie	Kennzeichnung des Dokuments mit Angabe, soweit erforderlich, der maßgeblichen Teile	Betrifft Anspruch	KLASSIFIKATION DER ANMELDUNG (IPC)
X	EP 1 865 085 A1 (KOBE STEEL LTD [JP]) 12. Dezember 2007 (2007-12-12) * Absatz [0064]; Ansprüche 1-10; Beispiele 11,111; Tabellen 3,5 *	1-16	INV. C21D6/00 C21D8/02 C21D9/46 C22C38/04 C22C38/12 C22C38/14
X	EP 1 431 406 A1 (SIDMAR NV [BE]) 23. Juni 2004 (2004-06-23) * Ansprüche 1,7-12,16; Tabelle 8 *	1-16	
X	BLECK W ET AL: "Control of microstructure in TRIP steels by niobium", MATERIALS SCIENCE FORUM, AEDERMANNSDORF, CH, Bd. 426-432, Nr. 1, 1. Januar 2003 (2003-01-01), Seiten 43-48, XP009145551, ISSN: 0255-5476 * Seite 44; Abbildungen 1-6 *	1-16	
A	BLECK W ET AL: "Niobium in dual phase and TRIP steels", NIOBIUM SCIENCE & TECHNOLOGY, PROCEEDINGS OF THE INTERNATIONAL SYMPOSIUM NIOBIUM 2001,, 1. Januar 2001 (2001-01-01), Seiten 727-752, XP009119372, * das ganze Dokument *	1-16	RECHERCHIERTE SACHGEBIETE (IPC) C22C C21D
2		Der vorliegende Recherchenbericht wurde für alle Patentansprüche erstellt	
Recherchenort München		Abschlußdatum der Recherche 8. März 2011	Prüfer Catana, Cosmin
KATEGORIE DER GENANNTEN DOKUMENTE X : von besonderer Bedeutung allein betrachtet Y : von besonderer Bedeutung in Verbindung mit einer anderen Veröffentlichung derselben Kategorie A : technologischer Hintergrund O : nichtschriftliche Offenbarung P : Zwischenliteratur		T : der Erfindung zugrunde liegende Theorien oder Grundsätze E : älteres Patentedokument, das jedoch erst am oder nach dem Anmeldedatum veröffentlicht worden ist D : in der Anmeldung angeführtes Dokument L : aus anderen Gründen angeführtes Dokument & : Mitglied der gleichen Patentfamilie, übereinstimmendes Dokument	

EPO FORM 1503 03.82 (P04C03)



EUROPÄISCHER RECHERCHENBERICHT

 Nummer der Anmeldung
EP 10 18 6553

EINSCHLÄGIGE DOKUMENTE			
Kategorie	Kennzeichnung des Dokuments mit Angabe, soweit erforderlich, der maßgeblichen Teile	Betrifft Anspruch	KLASSIFIKATION DER ANMELDUNG (IPC)
A	TANG Z Y ET AL: "Effect of Baking Process on Microstructures and Mechanical Properties of Low Silicon TRIP Steel Sheet With Niobium", JOURNAL OF IRON AND STEEL RESEARCH INTERNATIONAL, GANGTIE YANJIU XUEBAO, CN, Bd. 17, Nr. 7, 1. Juli 2010 (2010-07-01), Seiten 68-74, XP027444731, ISSN: 1006-706X [gefunden am 2010-07-01] * Zusammenfassung * -----	1-16	
A	ZHANG M ET AL: "Continuous cooling transformation diagrams and properties of micro-alloyed TRIP steels", MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING A: STRUCTURAL MATERIALS:PROPERTIES, MICROSTRUCTURE & PROCESSING, LAUSANNE, CH, Bd. 438-440, 25. November 2006 (2006-11-25), Seiten 296-299, XP025099386, ISSN: 0921-5093, DOI: DOI:10.1016/J.MSEA.2006.01.128 [gefunden am 2006-11-25] * Zusammenfassung; Abbildungen 1,3; Tabelle 1 * -----	1-16	
Der vorliegende Recherchenbericht wurde für alle Patentansprüche erstellt			RECHERCHIERTE SACHGEBIETE (IPC)
Recherchenort München		Abschlußdatum der Recherche 8. März 2011	
		Prüfer Catana, Cosmin	
KATEGORIE DER GENANNTEN DOKUMENTE X : von besonderer Bedeutung allein betrachtet Y : von besonderer Bedeutung in Verbindung mit einer anderen Veröffentlichung derselben Kategorie A : technologischer Hintergrund O : mündliche Offenbarung P : Zwischenliteratur T : der Erfindung zugrunde liegende Theorien oder Grundsätze E : älteres Patentdokument, das jedoch erst am oder nach dem Anmeldedatum veröffentlicht worden ist D : in der Anmeldung angeführtes Dokument L : aus anderen Gründen angeführtes Dokument & : Mitglied der gleichen Patentfamilie, übereinstimmendes Dokument			

 2
EPO FORM 1503 03.82 (P04C03)

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

EP 10 18 6553

In diesem Anhang sind die Mitglieder der Patentfamilien der im obengenannten europäischen Recherchenbericht angeführten Patendokumente angegeben.

Die Angaben über die Familienmitglieder entsprechen dem Stand der Datei des Europäischen Patentamts am
 Diese Angaben dienen nur zur Unterrichtung und erfolgen ohne Gewähr.

08-03-2011

Im Recherchenbericht angeführtes Patentdokument		Datum der Veröffentlichung	Mitglied(er) der Patentfamilie			Datum der Veröffentlichung
EP 1865085	A1	12-12-2007	WO	2006109489	A1	19-10-2006
			KR	20070107179	A	06-11-2007
			KR	20090122405	A	27-11-2009
			US	2009053096	A1	26-02-2009

EP 1431406	A1	23-06-2004	AU	2003283135	A1	14-07-2004
			WO	2004057048	A1	08-07-2004
			BR	0316905	A	18-10-2005
			CA	2507378	A1	08-07-2004
			CN	1729307	A	01-02-2006
			EP	1579020	A1	28-09-2005
			EP	2264207	A1	22-12-2010
			JP	2006510802	T	30-03-2006
			KR	20050094408	A	27-09-2005
			MX	PA05006801	A	17-02-2006
			RU	2328545	C2	10-07-2008
			US	2006140814	A1	29-06-2006

EPO FORM P0461

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

IN DER BESCHREIBUNG AUFGEFÜHRTE DOKUMENTE

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

In der Beschreibung aufgeführte Patentdokumente

- EP 1367143 A1 [0003]
- EP 1589126 B1 [0005] [0007]

In der Beschreibung aufgeführte Nicht-Patentliteratur

- **A. ZAREI HANZAKI et al.** *ISIJ Int.*, 1995, vol. 35 (3), 324-331 [0027]