

(19)



Europäisches
Patentamt
European
Patent Office
Office européen
des brevets



(11)

EP 2 031 081 A1

(12)

EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG

(43) Veröffentlichungstag:
04.03.2009 Patentblatt 2009/10

(51) Int Cl.:
C22C 38/02 (2006.01)

C21D 8/02 (2006.01)

(21) Anmeldenummer: **07114399.4**

(22) Anmeldetag: **15.08.2007**

(84) Benannte Vertragsstaaten:

**AT BE BG CH CY CZ DE DK EE ES FI FR GB GR
HU IE IS IT LI LT LU LV MC MT NL PL PT RO SE
SI SK TR**

Benannte Erstreckungsstaaten:

AL BA HR MK RS

(71) Anmelder: **ThyssenKrupp Steel AG
47166 Duisburg (DE)**

(72) Erfinder:

- **Bocharova, Ekaterina Dr.
47057 Duisburg (DE)**
- **Hammer, Brigitte Dr.
46562 Voerde (DE)**

- **Heller, Thomas Dr.
47229 Duisburg (DE)**
- **Mattissen, Dorothea Dr.
45478 Mülheim/Ruhr (DE)**
- **Stich, Günter Dipl.-Ing.
44869 Bochum (DE)**
- **Strauss, Silke Dr. rer. nat.
46569 Hünxe (DE)**

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

(54) **Dualphasenstahl, Flachprodukt aus einem solchen Dualphasenstahl und Verfahren zur Herstellung eines Flachprodukts**

(57) Die Erfindung stellt einen Dualphasenstahl, ein Flachprodukt und Verfahren zu dessen Herstellung zur Verfügung, der bei einer Festigkeit von mindestens 950 MPa und einer guten Verformbarkeit eine Oberflächenbeschaffenheit besitzt. Der erfindungsgemäße Stahl erlaubt es, unter Anwendung eines einfachen Herstellverfahrens das aus diesem Stahl erzeugte Flachprodukt im unbeschichteten oder mit einem vor Korrosion schützenden Überzug versehenen Zustand zu einem komplex geformten Bauteil, wie einem Teil einer Automobilkarosserie, zu verformen. Dazu weist der erfindungsgemäße

Stahl ein zu 20 - 70 % aus Martensit, bis zu 8 % aus Restaustenit und als Rest aus Ferrit und / oder Bainit bestehendes Gefüge und folgende Zusammensetzung auf (in Gew.-%): C: 0,050 - 0,105 %, Si: 0,20 - 0,60 %, Mn: 2,10 - 2,80 %, Cr: 0,20 - 0,80 %, Ti: 0,02 - 0,10 %, B: < 0,0020 %, Mo: < 0,25 %, Al: < 0,10 %, Cu: bis zu 0,20 %, Ni: bis zu 0,10 %, Ca: bis zu 0,005 %, P: bis zu 0,2 %, S: bis zu 0,01 %, N: bis zu 0,012 % und als Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen.

EP 2 031 081 A1

Beschreibung

[0001] Die Erfindung betrifft einen Dualphasenstahl, dessen Gefüge im Wesentlichen aus Martensit und Ferrit bzw. Bainit besteht, wobei Anteile an Restaustenit vorhanden sein können und der Dualphasenstahl eine Zugfestigkeit von mehr als 950 MPa aufweist. Ebenso betrifft die Erfindung ein aus einem solchen Dualphasenstahl hergestelltes Flachprodukt sowie ein Verfahren zur Herstellung eines Flachprodukts. Unter den Oberbegriff "Flachprodukt" fallen dabei typischerweise Stahlbänder und -bleche der erfindungsgemäßen Art.

[0002] Gerade im Bereich des Fahrzeugkarosseriebaus besteht die Forderung nach Stählen, die einerseits bei geringem Gewicht eine hohe Festigkeit, andererseits jedoch auch eine gute Verformbarkeit besitzen. Es sind eine große Zahl von Versuchen bekannt, Stähle zu erzeugen, die diese an sich widersprüchlichen Eigenschaften in sich vereinen.

[0003] So sind beispielsweise aus der EP 1 637 618 A1 ein Stahl, der nicht nur gut tiefziehbar sein soll, sondern auch hohe Zugfestigkeiten besitzt, ein daraus hergestelltes Flachprodukt und ein Verfahren zu dessen Herstellung bekannt. Der bekannte Stahl enthält neben Eisen und den unvermeidbaren Verunreinigungen (in Gew.-%) 0,05 - 0,3 % C, bis zu 1,5 % Si, 0,01 - 3,0 % Mn, bis zu 0,02 % P, 0,02 % S, bis zu 0,01 % N und 0,01 - 3,0 % Al. Der bekannte Stahl soll einen Restaustenit-Gehalt von maximal 7 % aufweisen und bei einer in diesem Dokument näher bestimmten Verteilung Mg-Ausscheidungen mit einem Partikeldurchmesser von 0,01 - 5,0 µm aufweisen. Der derart zusammengesetzte und beschaffene Stahl soll besonders gut verformbar sein und eine geringe Neigung zur Bruchbildung zeigen. Entscheidende Bedeutung kommt bei diesem Stand der Technik somit die Anwesenheit von Mg in der Legierung zu, das gemäß den in der EP 1 637 618 A1 enthaltenen Erklärungen wesentlich die Neigung zur Bruchbildung ("Delayed fracture") verhindert, die bei anderen bekannten Stählen vergleichbarer Zusammensetzung gegeben ist.

[0004] Optional kann der aus der EP 1 637 618 A1 bekannte Stahl zur weiteren Steigerung seiner Festigkeit neben anderen wahlweise zugegebenen Legierungselementen auch Gehalte an Cr und Mo von jeweils 0,005 - 5 Gew.-% sowie 0,0051 - 2 Gew.-% Cu enthalten, wobei die Gehalte an Cu zusätzlich die Gefahr von Bruchbildung senken sollen.

[0005] Eine weitere Möglichkeit der Erzeugung von aus höherfesten Dualphasenstählen bestehenden Flachprodukten, die auch nach Durchlauf eines Glühprozesses unter Einschluss einer Überalterungsbehandlung noch gute mechanisch-technologische Eigenschaften besitzen, ist aus der EP 1 200 635 A1 bekannt. Bei dem aus dieser Druckschrift bekannt Verfahren wird ein Stahlband oder -blech erzeugt, welches ein überwiegend ferritischemartensitisches Gefüge aufweist, an welchem der Martensitanteil zwischen 4 bis 20 % beträgt, wobei das Stahlband oder -blech neben Fe und erschmelzungsbedingten Verunreinigungen (in Gew.-%) 0,05 - 0,2 % C, bis zu 1,0 % Si, bis zu 2,0 % Mn, bis zu 0,1 % P, bis zu 0,015 % S, 0,02 - 0,4 % Al, bis zu 0,005 % N, 0,25 - 1,0 % Cr, 0,002 - 0,01 % B enthält. Vorzugswise beträgt dabei der Martenstantanteil des betreffenden Stahls rund 5 % bis 20 % des überwiegend martensitisch-ferritischen Gefüges. Ein solcherart erzeugtes Flachprodukt weist Festigkeiten von mindestens 500 N/mm² bei gleichzeitig gutem Umformvermögen auf, ohne dass dazu besonders hohe Gehalte an bestimmten Legierungselementen erforderlich sind.

[0006] Zur Steigerung der Festigkeit ist bei dem in der EP 1 200 635 A1 beschriebenen Stahl auf den umwandlungsbeeinflussenden Effekt des Elementes Bor zurückgegriffen worden. Dessen festigkeitssteigernde Wirkung wird bei dem bekannten Stahl dadurch sichergestellt, dass dem Stahlwerkstoff mindestens ein alternativer Nitridbildner, vorzugsweise Al und ergänzend Ti, beigegeben wird. Die Wirkung der Zugabe an Titan und Aluminium besteht darin, dass sie den im Stahl enthaltenen Stickstoff binden, so dass Bor zur Bildung von härtesteigernden Karbiden zur Verfügung steht. Unterstützt durch den notwendig vorhandenen Cr-Gehalt wird auf diese Weise ein höheres Festigkeitsniveau erreicht als bei vergleichbaren Stählen. Jedoch liegt das Maximum der Festigkeit der in der EP 1 200 635 A1 beispielhaft angegebenen Stähle jeweils unterhalb von 900 MPa.

[0007] Vor dem Hintergrund des voranstehend beschriebenen Standes der Technik lag der Erfindung die Aufgabe zu Grunde, einen Stahl und ein daraus hergestelltes Flachprodukt zu entwickeln, das eine Festigkeit von mindestens 950 MPa und eine gute Verformbarkeit aufweist. Darüber hinaus sollte der Stahl eine Oberflächenbeschaffenheit besitzen, die es unter Anwendung eines einfachen Herstellverfahrens erlaubt, ein aus diesem Stahl erzeugtes Flachprodukt im unbeschichteten oder mit einem vor Korrosion schützenden Überzug versehenen Zustand zu einem komplex geformten Bauteil, wie einem Teil einer Automobilkarosserie, zu verformen. Des Weiteren sollte auch ein Verfahren angegeben werden, dass es auf einfache Weise erlaubt, in der voranstehend genannten Weise beschaffene Flachprodukte herzustellen.

[0008] In Bezug auf den Werkstoff ist diese Aufgabe erfindungsgemäß durch den in Anspruch 1 angegebenen Dualphasenstahl gelöst worden. Vorteilhafte Ausgestaltungen dieses Stahls sind in den auf Anspruch 1 rückbezogenen Ansprüchen genannt.

[0009] Ein die voranstehend genannte Aufgabe lösendes Flachprodukt ist entsprechend Anspruch 21 erfindungsgemäß dadurch gekennzeichnet, dass es aus einem erfindungsgemäß zusammengesetzten und beschaffenen Stahl besteht.

[0010] In Bezug auf das Herstellverfahren ist die oben genannte Aufgabe schließlich erfindungsgemäß durch die in den Ansprüchen 27 und 28 angegebenen Herstellweisen gelöst worden, wobei sich das in Anspruch 27 angegebene Verfahren auf die erfindungsgemäße Herstellung eines Warmbands und die in Anspruch 28 angegebene Vorgehens-

weise sich auf die erfindungsgemäße Herstellung eines Kaltbands beziehen. In den auf die Ansprüche 27 und 28 rückbezogenen Ansprüchen sind jeweils vorteilhafte Varianten der erfindungsgemäßen Verfahren enthalten. Zusätzlich sind nachfolgend für die praktische Anwendung der erfindungsgemäßen Verfahren und ihrer in den Ansprüchen angegebenen Varianten besonders vorteilhafte Ausgestaltungen erläutert.

- 5 [0011] Ein erfindungsgemäßer Stahl zeichnet sich durch hohe Festigkeiten von mindestens 950, insbesondere 980 MPa, aus, wobei regelmäßig Festigkeiten von 1000 MPa und mehr erreicht werden. Gleichzeitig besitzt der erfindungsgemäße Stahl eine Streckgrenze von mindestens 580 MPa, insbesondere mindestens 600 MPa, und weist eine Dehnung A_{80} von mindestens 10 % auf.
- 10 [0012] Aufgrund der Kombination aus hoher Festigkeit und guter Verformbarkeit eignet sich erfindungsgemäßer Stahl insbesondere zur Herstellung von komplex geformten, im praktischen Einsatz hoch belasteten Bauteilen, wie sie beispielsweise im Bereich des Karosseriebaus für Automobile benötigt werden.
- 15 [0013] Die vorteilhafte Eigenschaftskombination eines erfindungsgemäßen Stahls wird unter anderem dadurch erreicht, dass er trotz seiner hohen Festigkeiten ein Dualphasengefüge besitzt. So ist die Legierung eines erfindungsgemäßen Stahls so zusammengesetzt, dass er einen Martensitanteil von mindestens 20 % bis maximal 70 % besitzt. Gleichzeitig können Restaustenitanteile von bis zu 8 % vorteilhaft sein, wobei in der Regel geringere Restaustenitanteile von maximal 7 % oder darunter bevorzugt werden. Der Rest des Gefüges eines erfindungsgemäßen Dualphasenstahls besteht jeweils aus Ferrit und / oder Bainit (bainitischer Ferrit + Karbide).
- 20 [0014] Die hohen Festigkeiten, guten Dehnungseigenschaften und optimierten Oberflächenbeschaffenheiten sind durch die erfindungsgemäße Einstellung des Dualphasengefüges erzielt worden. Diese ist durch eine enge Auswahl der einzelnen Gehalte an den Legierungselementen ermöglicht worden, die in einem erfindungsgemäßen Stahl neben Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen vorhanden sind.
- 25 [0015] So sieht die Erfindung einen C-Gehalt von 0,050 - 0,105 Gew.-% vor. Dabei sind die erfindungsgemäß vorgesehenen Gehalte an C im Hinblick auf eine möglichst gute Schweißbarkeit des Stahls gewählt worden. Besonders sicher kann die vorteilhafte Wirkung von Kohlenstoff in einem erfindungsgemäßen Stahl genutzt werden, wenn der C-Gehalt eines erfindungsgemäßen Stahls 0,060 - 0,090 Gew.-%, insbesondere 0,070 - 0,080 Gew.-%, beträgt.
- 30 [0016] Si dient in einem erfindungsgemäßen Stahl zur Steigerung der Festigkeit durch Härtung des Ferrits bzw. Bainits. Um diesen Effekt nutzen zu können, ist ein Mindestgehalt an Si von 0,10 Gew.-% vorgesehen, wobei die Wirkung von Si dann besonders sicher eintritt, wenn der Si-Gehalt eines erfindungsgemäßen Stahls mindestens 0,2 Gew.-%, insbesondere mindestens 0,25 Gew.-% beträgt. Auch ist bei Einhaltung dieser Obergrenze die Gefahr von Korngrenzoxidation minimiert. Im Hinblick darauf, dass ein aus einem erfindungsgemäßen Stahl erzeugtes Flachprodukt eine für die weitere Verarbeitung und erforderlichenfalls aufgetragene Beschichtungen optimale Oberflächenbeschaffenheit besitzen soll, ist gleichzeitig die Obergrenze des Si-Gehaltes auf 0,6 Gew.-% festgelegt worden. Dabei lässt sich ein ungünstiger Einfluss von Si auf die Eigenschaften des erfindungsgemäßen Stahls dadurch mit noch größerer Sicherheit vermeiden, dass der Si-Gehalt des erfindungsgemäßen Stahls auf 0,4 Gew.-%, insbesondere 0,35 Gew.-%, beschränkt wird.
- 35 [0017] Der Mn-Gehalt eines erfindungsgemäßen Stahls liegt im Bereich von 2,10 - 2,80 Gew.-%, um einerseits die festigkeitssteigernde Wirkung und andererseits den positiven Einfluss von Mn auf die Martensitbildung zu nutzen. Im Falle der erfindungsgemäßen Herstellung von Kaltband wirkt Mn sich zudem positiv im Hinblick auf die Absenkung der kritischen Abkühlgeschwindigkeit nach dem Glühen aus, da es die Entstehung von Perlit behindert. Die positiven Effekte der Anwesenheit von Mn in einem erfindungsgemäßen Stahl lassen sich dabei dann besonders sicher nutzen, wenn der Mn-Gehalt mindestens 2,20 Gew.-%, insbesondere mindestens 2,45 Gew.-% beträgt. Negative Einflüsse von Mn auf einen erfindungsgemäßen Stahl, wie beispielsweise eine Herabsetzung der Dehnung, Verschlechterung der Schweißeignung oder schlechtere Eignung zur Feuerverzinkung, können dadurch mit erhöhter Sicherheit ausgeschlossen werden, dass der Mn-Gehalt auf 2,70 Gew.-%, insbesondere 2,60 Gew.-%, beschränkt wird.
- 40 [0018] Cr wirkt in einem erfindungsgemäßen Dualphasenstahl in Gehalten von 0,2 - 0,8 Gew.-% ebenfalls festigkeitssteigernd. In Bezug auf die kritische Abkühlgeschwindigkeit nach dem Glühen eines aus erfindungsgemäßem Stahl hergestellten Kaltbands ist die Wirkung von Cr mit der Wirkung von Mn vergleichbar. Die vorteilhaften Effekte von Cr treten insbesondere dann ein, wenn der Cr-Gehalt mindestens 0,3 Gew.-%, insbesondere mindestens 0,55 Gew.-% beträgt. Gleichzeitig ist der Cr-Gehalt eines erfindungsgemäßen Stahls jedoch auf 0,8 Gew.-% beschränkt, um die Gefahr des Auftretens von Korngrenzenoxidation zu vermindern und einen negativen Einfluss auf die Dehnbarkeit des erfindungsgemäßen Stahls zu vermeiden. Dies wird insbesondere dann sichergestellt, wenn die Obergrenze des Chrom-Gehalts eines erfindungsgemäßen Stahls auf höchstens 0,7 Gew.-%, insbesondere 0,65 Gew.-%, festgesetzt wird.
- 45 [0019] Die Anwesenheit von Titan in Gehalten von mindestens 0,02 Gew.-% trägt ebenfalls zur Steigerung der Festigkeit eines erfindungsgemäßen Stahls bei, indem es feine Ausscheidungen von TiC bzw. Ti(C,N) bildet und zur Kornfeinung beiträgt. Eine weitere positive Wirkung von Ti besteht in der Abbindung eventuell vorhandenen Stickstoffs, so dass die Bildung von Bornitriden im erfindungsgemäßen Stahl verhindert wird. Diese hätten einen stark negativen Einfluss auf die Dehnungseigenschaften und damit einhergehend auf die Umformbarkeit eines erfindungsgemäßen Flachproduktes. Durch die Anwesenheit von Ti wird somit im Fall einer Zugabe von Bor zur Festigkeitssteigerung auch sichergestellt, dass das Bor seine Wirkung voll entfalten kann. Zu diesem Zweck kann es günstig sein, wenn Ti in einer

Menge zugegeben wird, die mehr als das 5,1-fache des jeweiligen N-Gehaltes beträgt (d. h. Ti-Gehalt > 1,5 (3,4 x N-Gehalt)). Zu hohe Ti-Gehalte führen allerdings zu ungünstig hohen Rekristallisationstemperaturen, was sich insbesondere dann negativ auswirkt, wenn aus erfindungsgemäßem Stahl kaltgewalzte Flachprodukte erzeugt werden, die abschließend geglüht werden. Daher ist die Obergrenze des Ti-Gehalts auf 0,10 Gew.-% beschränkt worden. Besonders sicher lässt sich der positive Einfluss von Ti auf die Eigenschaften eines erfindungsgemäßen Stahls nutzen, wenn sein Ti-Gehalt 0,060 - 0,090 Gew.-%, insbesondere 0,070 - 0,085 Gew.-%, beträgt.

[0020] Auch durch die erfindungsgemäß optional vorgesehenen Gehalte an B von bis zu 0,002 Gew.-% wird die Festigkeit des erfindungsgemäßen Stahls erhöht und, wie durch die jeweilige Zugabe von Mn, Cr und Mo, im Falle der Herstellung von Kaltband aus erfindungsgemäßem Stahl die kritische Abkühlgeschwindigkeit nach dem Glühen herabgesetzt. Deshalb beträgt gemäß einer besonders bevorzugten Ausgestaltung der Erfindung der B-Gehalt mindestens 0,0005 Gew.-%. Gleichzeitig können jedoch zu hohe Gehalte an B die Verformbarkeit des erfindungsgemäßen Stahls herabsetzen und die Ausprägung des erfindungsgemäß angestrebten Dualphasengefüges negativ beeinflussen. Optimierte Wirkungen von Bor lassen sich in einem erfindungsgemäßen Stahl dadurch nutzen, dass der B-Gehalt auf 0,0007 - 0,0016 Gew.-%, insbesondere 0,0008 - 0,0013 Gew.-%, beschränkt wird.

[0021] Wie Bor oder Cr in den voranstehend genannten Gehaltsbereichen tragen auch die erfindungsgemäß wahlweise vorhandenen Gehalte an Molybdän von mindestens 0,05 Gew.-% zur Erhöhung der Festigkeit eines erfindungsgemäßen Stahls bei. Dabei wirkt sich die Anwesenheit von Mo erfahrungsgemäß nicht negativ auf die Beschichtbarkeit des Flachproduktes mit einer metallischen Beschichtung und seiner Dehnbarkeit aus. Praktische Versuche haben gezeigt, dass sich die positiven Einflüsse von Mo bis zu Gehalten von 0,25 Gew.-%, insbesondere 0,22 Gew.-%, auch unter Kostengesichtspunkten besonders effektiv nutzen lassen. So wirken sich bereits Gehalte an Mo von mindestens 0,05 Gew.-% positiv auf die Eigenschaften eines erfindungsgemäßen Stahls aus. Bei Anwesenheit ausreichender Mengen an anderen festigkeitssteigernden Elementen tritt die erwünschte Wirkung von Molybdän in einem erfindungsgemäßen Stahl insbesondere dann ein, wenn sein Mo-Gehalt 0,065 - 0,18 Gew.-%, insbesondere 0,08 - 0,13 Gew.-%, beträgt. Insbesondere dann jedoch, wenn Cr-Gehalte von weniger als 0,3 Gew.-% im erfindungsgemäßen Stahl vorhanden sind, ist es vorteilhaft, zur Sicherung der geforderten Festigkeit des erfindungsgemäßen Stahls 0,05 - 0,22 Gew.-% Mo zuzugeben.

[0022] Aluminium wird bei der Erschmelzung eines erfindungsgemäßen Stahls zur Desoxidation und zum Abbinden von gegebenenfalls in dem Stahl enthaltenem Stickstoff genutzt. Zu diesem Zweck kann dem erfindungsgemäßen Stahl erforderlichenfalls Al in Gehalten von weniger als < 0,1 Gew.-% zugegeben werden, wobei die gewünschte Wirkung von Al dann besonders sicher eintritt, wenn dessen Gehalte im Bereich von 0,01 - 0,06 Gew.-%, insbesondere 0,020 - 0,050 Gew.-%, liegen.

[0023] Der erfindungsgemäße Stahl kann zur weiteren Steigerung seiner Festigkeit Kupfer in Gehalten bis zu 0,20 Gew.-% aufweisen. Besonders günstig wirkt sich ein Kupfergehalt dabei dann aus, wenn er im Bereich von 0,08 - 0,12 Gew.-% liegt.

[0024] Ebenso kann bis zu 0,1 Gew.-% Nickel dem erfindungsgemäßen Stahl zugegeben werden, um die Härtbarkeit und dementsprechend die Festigkeit eines erfindungsgemäßen Stahls weiter zu verbessern.

[0025] Ca kann wie Al bei der Stahlerzeugung zur Desoxidation verwendet werden. Darüber hinaus kann die Anwesenheit von Ca in Gehalten von bis zu 0,005 Gew.-%, insbesondere von 0,002 - 0,004 Gew.-%, auch die Entstehung eines feinkörnigen Gefüges begünstigen.

[0026] Stickstoff ist in erfindungsgemäßem Stahl nur in Gehalten von bis zu 0,012 Gew.-% zugelassen, um insbesondere bei gleichzeitiger Anwesenheit von B die Bildung von Bornitriden zu vermeiden. Um sicher zu verhindern, dass das jeweils vorhandene Titan vollständig mit N abgebunden wird und nicht mehr als Mikrolegierungselement wirksam sein kann, ist der N-Gehalt bevorzugt auf 0,007 Gew.-% beschränkt.

[0027] Niedrige, unterhalb der erfindungsgemäß vorgesehenen Obergrenze liegende P-Gehalte tragen zur guten Schweißbarkeit erfindungsgemäßen Stahls bei. Daher wird der P-Gehalt erfindungsgemäß bevorzugt auf < 0,1, insbesondere < 0,02 Gew.-% beschränkt, wobei besonders gute Ergebnisse bei Gehalten von weniger als 0,010 Gew.-% erzielt werden.

[0028] Bei unterhalb der erfindungsgemäß vorgegebenen Obergrenze liegenden Gehalten an Schwefel wird die Bildung von MnS bzw. (Mn,Fe)S unterdrückt, so dass eine gute Dehnbarkeit des erfindungsgemäßen Stahls bzw. der daraus hergestellten Flachprodukte gewährleistet ist. Dies ist insbesondere dann der Fall, wenn der S-Gehalt unter 0,003 Gew.-% liegt.

[0029] Zur erfindungsgemäßen Herstellung eines Warmbands mit einer Zugfestigkeit von mindestens 950 MPa und einem Dualphasengefüge, das zu 20 - 70 % aus Martensit, bis zu 8 % aus Restaustenit und als Rest aus Ferrit und/oder Bainit besteht, wird zunächst ein erfindungsgemäß zusammengesetzter Dualphasenstahl erschmolzen, dann die Schmelze zu einem Vorprodukt, wie Bramme oder Dünnbramme, vergossen, anschließend das Vorprodukt bei einer Warmwalzstarttemperatur von 1100 - 1300 °C wiedererwärm oder gehalten, daraufhin das Vorprodukt bei einer Warmwalzendtemperatur von 800 - 950 °C zu einem Warmband warmgewalzt und schließlich das Warmband bei einer Haspeltemperatur von bis zu 650 °C, insbesondere 500 - 650 °C, gehaspelt.

- [0030]** In erfindungsgemäßer Weise aus einem erfindungsgemäßen Dualphasenstahl bestehende Flachprodukte können als nach dem Warmwalzen erhaltenes Warmband unmittelbar, d. h. ohne nachfolgend durchgeführten Kaltwalzprozess, der weiteren Verarbeitung zugeführt werden. Dabei konnte nachgewiesen werden, dass erfindungsgemäß zusammengesetztes Warmband unempfindlich auf die Änderung der Haspeltemperatur reagiert und sich stets Festigkeiten, die im Bereich von 1000 MPa liegen, und Streckgrenzen von 750 bis 890 MPa erreichen lassen.
- [0031]** Ähnliche Eigenschaften werden auch bei Warmbändern erzielt, die aus Complex-Phasen-Stählen erzeugt werden. Allerdings verlangen diese eine besonders exakte Einstellung der Haspeltemperatur. So gilt für aus Complex-Phasen-Stahl erzeugte Warmbänder in der Praxis eine maximal zulässige Abweichung von der Haspeltemperatur von nur 30 °C.
- [0032]** Bei erfindungsgemäß erzeugten Warmbändern bestehen derart hohe Anforderungen an die Genauigkeit der Prozessführung nicht. Stattdessen lässt sich bei der erfindungsgemäßen Erzeugung von Warmband die Haspeltemperatur über einen großen Bereich variieren, um die jeweils gewünschten Eigenschaften und Gefügeausprägungen gezielt zu beeinflussen. Für diesen Zweck besonders geeignete Haspeltemperaturen liegen im Bereich von 500 - 650 °C, wobei sich Haspeltemperaturen von 530 - 580 °C als besonders günstig erwiesen haben, da bei Temperaturen von mehr als 580 °C mit zunehmender Haspeltemperatur die Gefahr von Korngrenzoxidation steigt und bei unterhalb von 500 °C liegenden Haspeltemperaturen die Festigkeit des Warmbands so stark ansteigt, dass eine nachfolgende Verformung schwierig werden kann.
- [0033]** Aus erfindungsgemäß beschaffinem Warmband lassen sich sowohl im unbeschichteten als auch beschichteten Zustand hoch belastbare, komplex gestaltete Bauteile formen.
- [0034]** Soll das in erfindungsgemäßer Weise erhaltene Warmband unbeschichtet bleiben oder als Warmband elektrolytisch mit einem metallischen Überzug beschichtet werden, so ist keine Glühung des Flachproduktes erforderlich. Soll dagegen das Warmband durch Feuerverzinken mit einem metallischen Überzug beschichtet werden, so wird es zunächst bei einer maximalen Glühtemperatur von 600 °C gegläht und dann auf die Temperatur des Beschichtungsbades, bei dem es sich beispielsweise um ein Zinkbad handeln kann, abgekühlt. Nach dem Durchlauf des Zinkbades kann das beschichtete Warmband in konventioneller Weise auf Raumtemperatur abgekühlt werden.
- [0035]** Werden Flachprodukte mit geringerer Dicke gefordert, so können aus zusammengesetztem Stahl auch Kaltbänder erzeugt werden. Bei einem zu diesem Zweck vorgesehenem erfindungsgemäßen Verfahren zum Herstellen eines Kaltbands mit einer Zugfestigkeit von mindestens 950 MPa und einem Dualphasengefüge, das zu 20 - 70 % aus Martensit, bis zu 8 % aus Restausterit und als Rest aus Ferrit und/oder Bainit besteht, wird zunächst ein erfindungsgemäß zusammengesetzter Dualphasenstahl erschmolzen, dann die Schmelze zu einem Vorprodukt, wie Bramme oder Dünnbramme, vergossen, anschließend das Vorprodukt bei einer Warmwalzstarttemperatur von 1100 - 1300 °C wiedererwärmtd oder gehalten, daraufhin das Vorprodukt bei einer Warmwälzendtemperatur von 800 - 950 °C zu einem Warmband warmgewalzt, das erhaltene Warmband bei einer Haspeltemperatur von bis zu 650 °C, insbesondere 500 - 650 °C, gehaspelt, daraufhin das Warmband zu einem Kaltband kaltgewalzt, anschließend das Kaltband bei einer 700 - 900 °C betragenden Glühtemperatur gegläht und schließlich das Kaltband kontrolliert abgekühlt.
- [0036]** Das so erzeugte Kaltband kann ebenfalls mit einem vor Korrosion schützenden Überzug versehen werden.
- [0037]** Haspeltemperaturen im Bereich von bis zu 580 °C haben sich im Zusammenhang mit der Erzeugung von Kaltband als besonders vorteilhaft erwiesen, weil bei Überschreiten der Haspeltemperatur von 580 °C die Gefahr von Korngrenzoxidation ansteigt. Mit niedrigen Haspeltemperaturen steigt die Festigkeit und Streckgrenze des Warmbands an, so dass das Warmband immer schwerer kaltgewalzt werden kann. Dementsprechend wird das zu Kaltband kaltzuwalzende Warmband bevorzugt bei mindestens 500 °C, insbesondere mindestens 530 °C oder mindestens 550 °C, gehaspelt.
- [0038]** Wird das Warmband zu Kaltband kaltgewalzt, so hat es sich als günstig erwiesen, wenn dabei Kaltwalzgrade eingestellt werden, die 40 - 70 %, insbesondere 50 - 60 %, betragen. Zu geringe Verformungsgrade sind im Hinblick auf die Gefahr von Grobkornbildung beim abschließenden Glühen ungünstig. Derart kaltgewalztes erfindungsgemäßes Kaltband weist typischerweise Dicken von 0,8 - 2,5 mm auf.
- [0039]** Sofern das erfindungsgemäße Flachprodukt mit einem metallischen Schutzüberzug versehen wird, kann dies beispielsweise durch Feuerverzinken, eine Galvannealing-Behandlung oder elektrolytisches Beschichten erfolgen. Erforderlichenfalls kann dabei vor dem Beschichten eine Voroxidation durchgeführt werden, um eine sichere Anbindung der metallischen Beschichtung an das jeweils zu beschichtende Substrat zu gewährleisten.
- [0040]** Wenn das erfindungsgemäß erzeugte Kaltband unbeschichtet bleiben oder elektrolytisch beschichtet werden soll, so erfolgt eine Glühbehandlung in einer Conti-Glühe als separater Arbeitsschritt. Die dabei erreichten maximalen Glühtemperaturen liegen im Bereich von 700 - 900 °C bei Aufheizraten von 1 - 50 K/s. Anschließend wird das geglähte Kaltband zur gezielten Einstellung der erfindungsgemäß angestrebten Eigenschaftskombination bevorzugt in der Weise abgekühlt, dass im Temperaturbereich von 550 - 650 °C Abkühlgeschwindigkeiten von mindestens 10 K/s erreicht werden, um die Bildung von Perlit zu unterdrücken. Nach Erreichen der in diesem kritischen Temperaturbereich liegenden Temperatur kann das Band für eine Dauer von 10 - 100 s gehalten werden oder direkt mit einer Abkühlrate von 0,5 - 30 K/s auf Raumtemperatur abgekühlt werden.

[0041] Wenn das Kaltband jedoch durch Feuerverzinken beschichtet werden soll, dann lassen sich die Arbeitsschritte des Glühens und des Beschichtens zusammenlegen. In diesem Fall durchläuft das Kaltband in kontinuierlicher Abfolge verschiedene Ofenabschnitte einer Feuerbeschichtungsanlage, wobei in den einzelnen Ofenabschnitten unterschiedliche Temperaturen herrschen, die im Maximum im Bereich von 700 - 900 °C liegen, wobei Aufheizraten im Bereich von

5 2 - 100 K/s gewählt werden sollten. Nach Erreichen der jeweiligen Glühtemperatur wird das Band dann für 10 - 200 s bei dieser Temperatur gehalten. Anschließend wird das Band auf die in der Regel unter 500 °C liegende Temperatur des jeweiligen Beschichtungsbades, bei dem es sich typischerweise um ein Zinkbad handelt, abgekühlt, wobei auch in diesem Fall im Temperaturbereich von 550 - 650 °C die Abkühlgeschwindigkeit mehr als 10 K/s betragen sollte. Optional kann das Kaltband nach Erreichen dieser Temperaturstufe für 10 - 100 s bei der jeweiligen Temperatur gehalten werden.

10 Dann läuft das geglättete Kaltband durch das jeweilige Beschichtungsbade, bei dem es sich bevorzugt um ein Zinkbad handelt. Anschließend erfolgt entweder eine Abkühlung auf Raumtemperatur, um ein konventionell feuerverzinktes Kaltband zu erhalten, oder ein schnelles Aufheizen mit anschließender Abkühlung auf Raumtemperatur, um ein Galvannealed-Kaltband herzustellen.

15 **[0042]** Erforderlichenfalls kann das Kaltband im beschichteten oder unbeschichteten Zustand nach der Glühbehandlung einer Dressierwalzung unterzogen werden, bei der im Bereich von bis 2 % liegende Dressiergrade eingestellt werden.

[0043] Nachfolgend wird die Erfindung anhand von Ausführungsbeispielen näher erläutert.

20 **[0044]** Sechzehn Stahlschmelzen 1 - 16, deren Zusammensetzungen in Tabelle 1 angegeben sind, sind in konventioneller Weise erschmolzen und zu Brammen vergossen worden. Die Brammen sind anschließend in einem Ofen auf 1200 °C wiedererwärmt und ausgehend von dieser Temperatur in konventioneller Weise warmgewalzt worden. Die Walzendtemperatur betrug dabei 900 °C.

25 **[0045]** Für eine erste Versuchsreihe sind die so erhaltenen Warmbänder bei einer mit einer Genauigkeit von +/- 30 °C eingestellten Haspeltemperatur von 550 °C gehaspelt worden, bevor sie mit einem Kaltwalzgrad von 50 %, 65 % bzw. 70 % zu Kaltband mit einer Dicke von 0,8 mm bis 2 mm kaltgewalzt worden sind.

30 **[0046]** In Tabelle 2 sind für die in der ersten Versuchsreihe aus den Schmelzen 1 bis 16 erzeugten Kaltbänder der Gefügezustand, die mechanischen Eigenschaften sowie die jeweils eingestellten Kaltwalzgrade und Banddicken angegeben.

35 **[0047]** In vier weiteren Versuchsreihen sind die aus den Schmelzen 1 bis 16 in der voranstehend beschriebenen Weise erzeugten Warmbänder bei einer weniger als 100 °C, bei einer 500 °C, bei einer 600 °C und bei einer 650 °C betragenden Haspeltemperatur gehaspelt worden. Die für diese Warmbänder ermittelten Eigenschaften sind in den Tabellen 3 (Haspeltemperatur 20 °C), 4 (Haspeltemperatur = 500 °C), 5 (Haspeltemperatur = 580 °C) und 6 (Haspeltemperatur = 650 °C) eingetragen. Die so erhaltenen Warmbänder waren nicht für das Kaltwalzen bestimmt, sondern sind als Warmbänder - ggf. nach Auftrag einer metallischen Schutzbeschichtung - der weiteren Verarbeitung zu Bauteilen zugeführt worden.

Tabelle 1

Schmelze	C	Si	Mn	Al	Mo	Ti	Cr	B	P	S	N
1	0,087	0,18	2,22	0,007	0,100	0,050	0,60	0,001	0,007	0,004	0,0045
2	0,069	0,28	2,62	0,04	0,092	0,080	0,58	0,0015	0,008	0,0015	0,0031
3	0,095	0,23	2,27	0,031	0,10	0,075	0,62	0,0012	0,013	0,002	0,0051
4	0,089	0,22	2,31	0,034	0,050	0,081	0,64	0,0017	0,012	0,0021	0,0036
5	0,091	0,31	2,52	0,034	0,150	0,052	0,42	0,0011	0,009	0,003	0,0046
6	0,060	0,26	2,15	0,041	0,250	0,051	0,25	0,001	0,012	0,0019	0,0052
7	0,102	0,15	2,26	0,038	0,050	0,090	0,80	0,0018	0,009	0,0021	0,0049
8	0,065	0,60	2,64	0,032	0,095	0,025	0,45	0,0012	0,014	0,0017	0,0039
9	0,063	0,16	2,10	0,035	0,240	0,063	0,71	0,0011	0,008	0,0021	0,0046
10	0,092	0,35	2,12	0,032	0,098	0,077	0,46	0,0017	0,013	0,003	0,0033
11	0,100	0,21	2,34	0,042	0,130	0,065	0,47	0,0018	0,014	0,0017	0,0032
12	0,072	0,50	2,65	0,031	0,160	0,089	0,32	0,0014	0,009	0,0021	0,005
13	0,076	0,34	2,39	0,037	0,200	0,057	0,54	0,0015	0,012	0,0015	0,0047
14	0,084	0,23	2,52	0,037	0,060	0,031	0,63	0,001	0,008	0,0033	0,0032

EP 2 031 081 A1

(fortgesetzt)

Schmelze	C	Si	Mn	Al	Mo	Ti	Cr	B	P	S	N
15	0,092	0,15	2,27	0,033	0,210	0,035	0,75	0,0013	0,014	0,0018	0,0041
16	0,083	0,05	2,20	0,032	0,170	0,070	0,80	0,0016	0,013	0,0018	0,0032
Angaben in Gew.-%, Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen											

10

Tabelle 2

Schmelze	R _{p0,2} R _m		A ₈₀	Gefüge			Kaltwalz-grad	Dicke
	[MPa]	[%]		Matrix	Martensit [%]	Rest- austenit [%]		
1	601	980	14,8	Ferrit/Bainit	35 - 40	3	50	2
2	659	1038	15,9	Bainit/Ferrit	40 - 50	2	50	2
3	621	1012	14,6	Bainit/Ferrit	35 - 45	1	65	1,2
4	596	996	15,1	Ferrit/Bainit	30 - 40	7	50	2
5	612	1021	13,8	Ferrit/Bainit	45 - 55	2	70	0,8
6	635	1036	16,8	Bainit/Ferrit	55 - 65	1,5	70	0,8
7	675	1079	13,7	Bainit	60 - 70	1	50	2
8	580	964	15,2	Ferrit/Bainit	20 - 30	2	65	1,2
9	613	1030	15,6	Bainit/Ferrit	45 - 55	3	70	0,8
10	665	1042	14,5	Bainit/Ferrit	60 - 70	1	70	0,8
11	597	977	16,7	Ferrit/Bainit	25 - 35	3	50	2
12	645	1063	14,7	Bainit	55 - 65	1	50	2
13	624	1003	16,3	Ferrit/Bainit	30 - 40	5	65	1,2
14	627	998	14,2	Ferrit/Bainit	30 - 40	2	65	1,2
15	589	985	15	Ferrit/Bainit	30 - 40	3	50	2
16	616	1026	14,5	Bainit/Ferrit	45 - 55	1	70	0,8

15

20

25

30

35

40

45

50

55

Tabelle 3

Schmelze	Rp _{0,2}	R _m	A ₈₀	Gefüge				
				[MPa]	[MPa]	[%]	Matrix	Martensit [%]
1	936	1013	9,3				Bainit	30 - 35
2	810	1011	10,1				Bainit	30
3	860	995	11,2				Bainit	25 - 30
4	796	1037	10,9				Bainit	45
5	818	999	9,8				Bainit	30
6	838	996	10,2				Bainit	30
7	803	992	9,8				Bainit	25 - 30
8	846	1013	10,9				Bainit	30 - 40
9	923	1050	10,3				Bainit	35 - 40
10	890	1034	10,1				Bainit	35 - 40

EP 2 031 081 A1

(fortgesetzt)

Schmelze	$R_{p0.2}$	R_m	A_{80}	Gefüge	
				Matrix	Martensit [%]
11	820	1011	10,4	Bainit / bainitischer Ferrit	30
12	910	1025	9,8	Bainit / bainitischer Ferrit	30 - 35
13	879	1015	11,1	Bainit / bainitischer Ferrit	25 - 30
14	865	1026	9,7	Bainit	35
15	804	997	10,8	Bainit	20
16	906	1042	10,1	Bainit	40 - 45

15

Tabelle 4

Schmelze	$R_{p0.2}$	R_m	A_{80}	Gefüge	
				Matrix	Martensit [%]
1	802	984	9,5	Bainit, Anteile globularer Ferrit	20
2	810	1011	10,1	Bainit/banitischer Ferrit, Anteile globularer Ferrit	25-30
3	752	988	11,2	Bainit/banitischer Ferrit, Anteile globularer Ferrit	20-25
4	838	978	11,3	Bainit, Anteile globularer Ferrit	20
5	810	1009	11,2	Bainit, Anteile globularer Ferrit	20-25
6	760	967	11,6	Bainit, Anteile globularer Ferrit	20
7	807	1007	10,1	Bainit/banitischer Ferrit, Anteile globularer Ferrit	20
8	814	983	9,1	Bainit, Anteile globularer Ferrit	20-25
9	876	1037	11	Bainit, Anteile globularer Ferrit	30
10	864	1023	9,8	Bainit/banitischer Ferrit, Anteile globularer Ferrit	30-35
11	789	998	10,6	Bainit/banitischer Ferrit, Anteile globularer Ferrit	20
12	832	1003	10,5	Bainit/banitischer Ferrit, Anteile globularer Ferrit	20-25
13	851	1006	11,9	Bainit, Anteile globularer Ferrit	20-25
14	824	997	9,8	Bainit/banitischer Ferrit, Anteile globularer Ferrit	20
15	798	986	11	Bainit/banitischer Ferrit, Anteile globularer Ferrit	20-25
16	854	1011	10,2	Bainit/banitischer Ferrit, Anteile globularer Ferrit	25-30

45

Tabelle 5

Schmelze	$R_{p0.2}$	R_m	A_{80}	Gefüge	
				Matrix	Martensit [%]
1	787	1000	11,1	Bainit/banitischer Ferrit, Anteile globularer Ferrit	25
2	821	1012	12,2	Bainit, Anteile globularer Ferrit	30
3	795	998	9,3	Bainit/banitischer Ferrit, Anteile globularer Ferrit	20-25
4	787	1001	10,7	Bainit, Anteile globularer Ferrit	25
5	822	1013	11,2	Bainit/banitischer Ferrit, Anteile globularer Ferrit	30
6	792	998	9,6	Bainit, Anteile globularer Ferrit	20-25

(fortgesetzt)

	Schmelze	$R_{p0.2}$	R_m	A_{80}	Gefüge	
					Matrix	Martensit [%]
5	7	862	1003	10,9	Bainit, Anteile globularer Ferrit	20-25
	8	826	991	10,2	Bainit, Anteile globularer Ferrit	20-25
10	9	812	1003	12,4	Bainit/banitischer Ferrit, Anteile globularer Ferrit	30
	10	898	1065	11	Bainit/banitischer Ferrit, Anteile globularer Ferrit	30-35
15	11	780	994	10,6	Bainit, Anteile globularer Ferrit	20-25
	12	866	987	10,4	Bainit, Anteile globularer Ferrit	20-25
20	13	784	998	11,1	Bainit/banitischer Ferrit, Anteile globularer Ferrit	20
	14	802	1002	11	Bainit/banitischer Ferrit, Anteile globularer Ferrit	20-25
25	15	826	991	10,2	Bainit, Anteile globularer Ferrit	20-25
	16	833	1008	11,4	Bainit, Anteile globularer Ferrit	20-25

Tabelle 6

	Schmelze	$R_{p0.2}$	R_m	A_{80}	Gefüge	
					Matrix	Martensit [%]
25	1	833	1034	14,6	Bainit (bainit. Ferrit, 4 % Restaustenit, Karbidausscheidungen), Anteile globularer Ferrit	25
	2	760	1004	17,3	Bainit (bainit. Ferrit, 4 % Restaustenit, Karbidausscheidungen)	20
30	3	821	1014	10,7	Bainit (bainit. Ferrit, 2 % Restaustenit, Karbidausscheidungen), Anteile globularer Ferrit	25
	4	862	1016	10,4	Bainit (bainit. Ferrit, < 1 % Restaustenit, Karbidausscheidungen), Anteile globularer Ferrit	20 - 25
35	5	829	996	16,7	Bainit (bainit. Ferrit, 3 % Restaustenit, Karbidausscheidungen), Anteile globularer Ferrit	20
	6	807	1014	15,9	Bainit (bainit. Ferrit, 4,5 % Restaustenit, Karbidausscheidungen), Anteile globularer Ferrit	20
40	7	742	990	18,2	Bainit (bainit. Ferrit, 2 % Restaustenit, Karbidausscheidungen), Anteile globularer Ferrit	20
	8	867	1046	10,8	Bainit (bainit. Ferrit, 1 % Restaustenit, Karbidausscheidungen)	20 - 25
45	9	780	1003	16,3	Bainit (bainit. Ferrit, 3,5 % Restaustenit, Karbidausscheidungen)	20
	10	887	1007	9,5	Bainit (bainit. Ferrit < 1 % Restaustenit, Karbidausscheidungen)	20
50	11	787	1024	15,8	Bainit (bainit. Ferrit, 4 % Restaustenit, Karbidausscheidungen)	20
	12	822	985	16,3	Bainit (bainit. Ferrit, 2 % Restaustenit, Karbidausscheidungen), Anteile globularer Ferrit	20
55	13	782	1001	10	Bainit (bainit. Ferrit < 1 % Restaustenit, Karbidausscheidungen), Anteile globularer Ferrit	25

(fortgesetzt)

	Schmelze	$R_{p0.2}$	R_m	A_{80}	Gefüge	
					Matrix	
5	14	824	1029	13,9	Bainit (bainit. Ferrit, 3,5 % Restaustenit, Karbidausscheidungen)	20
10	15	848	1027	11,7	Bainit (bainit. Ferrit, 2 % Restaustenit, Karbidausscheidungen), Anteile globularer Ferrit	20
15	16	779	1004	15,3	Bainit (bainitischer Ferrit, 4 % Restaustenit, Karbidausscheidungen), Anteile globularer Ferrit	20

Patentansprüche

1. Dualphasenstahl, dessen Gefüge zu 20 - 70 % aus Martensit, bis zu 8 % aus Restaustenit und als Rest aus Ferrit und / oder Bainit besteht und der eine Zugfestigkeit von mindestens 950 MPa besitzt, mit folgender Zusammensetzung (in Gew.-%):

20 C: 0,050 - 0,105 %,
 Si: 0,20 - 0,60 %,
 Mn: 2,10 - 2,80 %,
 Cr: 0,20 - 0,80 %,
 Ti: 0,02 - 0,10 %,
 B: < 0,0020 %,
 Mo: < 0,25 %,
 Al: < 0,10 %,
 Cu: bis zu 0,20 %,
 Ni: bis zu 0,10 %,
 Ca: bis zu 0,005 %,
 P: bis zu 0,2 %,
 S: bis zu 0,01 %,
 N: bis zu 0,012 %

35 Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen.

- 40 2. Dualphasenstahl nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, dass** seine Streckgrenze mindestens 580 MPa beträgt.
- 45 3. Dualphasenstahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** seine Dehnung A_{80} mindestens 10 % beträgt.
- 50 4. Dualphasenstahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein P-Gehalt < 0,1 Gew.-%, insbesondere < 0,020 Gew.-% ist.
- 55 5. Dualphasenstahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein C-Gehalt 0,06 - 0,09 Gew.-% beträgt.
6. Dualphasenstahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein Si-Gehalt 0,20 - 0,40 Gew.-% beträgt.
7. Dualphasenstahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein Mn-Gehalt 2,20 - 2,70 Gew.-% beträgt.
8. Dualphasenstahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein Cr-Gehalt

0,40 - 0,70 Gew.-% beträgt.

9. Dualphasenstahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein Ti-Gehalt 0,060 - 0,090 Gew.-% beträgt.

- 5 10. Dualphasenstahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** bei Anwesenheit von N der Ti-Gehalt mehr als das 5,1-fache des jeweiligen N-Gehalts beträgt.

- 10 11. Dualphasenstahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein B-Gehalt 0,0005 - 0,002 Gew.-% beträgt.

12. Dualphasenstahl nach Anspruch 11, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein B-Gehalt 0,0007 - 0,0015 Gew.-% beträgt.

- 15 13. Dualphasenstahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein Mo-Gehalt 0,05 - 0,20 Gew.-% beträgt.

14. Dualphasenstahl nach Anspruch 13, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein Cr-Gehalt < 0,3 Gew.-% ist.

- 20 15. Dualphasenstahl nach Anspruch 13 oder 14, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein Mo-Gehalt 0,065 - 0,150 Gew.-% beträgt.

16. Dualphasenstahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein Al-Gehalt 0,01 - 0,06 Gew.-% beträgt.

- 25 17. Dualphasenstahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein Cu-Gehalt 0,07 - 0,13 Gew.-% beträgt.

- 30 18. Dualphasenstahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein S-Gehalt < 0,003 Gew.-% ist.

19. Dualphasenstahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein N-Gehalt < 0,007 Gew.-% ist.

- 35 20. Dualphasenstahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein Restaustenitgehalt weniger als 7 % beträgt.

21. Flachprodukt bestehend aus einem gemäß einem der Ansprüche 1 bis 20 beschaffenen Dualphasenstahl.

- 40 22. Flachprodukt nach Anspruch 21 **dadurch gekennzeichnet, dass** es ein nur warmgewalztes Warmband ist.

23. Flachprodukt nach Anspruch 21 **dadurch gekennzeichnet, dass** es ein durch Kaltwalzen erhaltenes Kaltband ist

- 45 24. Flachprodukt nach einem der Ansprüche 21 bis 23, **dadurch gekennzeichnet, dass** es mit einem metallischen Schutzüberzug versehen ist.

25. Flachprodukt nach Anspruch 24, **dadurch gekennzeichnet, dass** der metallische Schutzüberzug durch Feuerverzinken erzeugt ist.

- 50 26. Flachprodukt nach Anspruch 24, **dadurch gekennzeichnet, dass** der metallische Schutzüberzug durch Galvannealing erzeugt ist.

27. Verfahren zum Herstellen eines Warmbands mit einer Zugfestigkeit von mindestens 950 MPa und einem Dualphasengefuge, das zu 20 - 70 % aus Martensit, bis zu 8 % aus Restaustenit und als Rest aus Ferrit und/oder Bainit besteht, umfassend folgende Arbeitsschritte:

- Erschmelzen eines gemäß einem der Ansprüche 1 bis 20 zusammengesetzten Dualphasenstahls,
- Vergießen der Schmelze zu einem Vorprodukt, wie Bramme oder Dünnbramme,

EP 2 031 081 A1

- Wiedererwärmen oder Halten des Vorprodukts bei einer Warmwalzstarttemperatur von 1100 - 1300 °C,
- Warmwalzen des Vorprodukts bei einer Warmwalzendtemperatur von 800 - 950 °C zu einem Warmband,
- Haspeln des Warmbands bei einer Haspeltemperatur von bis zu 650 °C, insbesondere 500 - 650 °C.

5 **28.** Verfahren zum Herstellen eines Kaltbands mit einer Zugfestigkeit von mindestens 950 MPa und einem Dualphasengefüge, das zu 20 - 70 % aus Martensit, bis zu 8 % aus Restaustenit und als Rest aus Ferrit und/oder Bainit besteht, umfassend folgende Arbeitsschritte:

- 10 - Erschmelzen eines gemäß einem der Ansprüche 1 bis 20 zusammengesetzten Dualphasenstahls
- Vergießen der Schmelze zu einem Vorprodukt, wie Bramme oder Dünnbramme,
- Wiedererwärmen oder Halten des Vorprodukts bei einer Warmwalzstarttemperatur von 1100 - 1300 °C,
- Warmwalzen des Vorprodukts bei einer Warmwalzendtemperatur von 800 - 950 °C zu einem Warmband,
- Haspeln des Warmbands bei einer Haspeltemperatur von bis zu 650 °C, insbesondere von 500 - 650 °C,
- 15 - Kaltwalzen des Warmbands zu einem Kaltband,
- Glühen des Kaltbands bei einer 700 - 900 °C betragenden Glühtemperatur,
- kontrolliertes Abkühlen des geglühten Kaltbands.

20 **29.** Verfahren nach Anspruch 27 oder 28, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Haspeltemperatur mehr als 500 °C bis 580 °C beträgt.

25 **30.** Verfahren nach einem der Ansprüche 27 - 29, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Warmband mit einem Kaltwalzgrad von 40 - 70 % zu Kaltband kaltgewalzt wird.

30 **31.** Verfahren nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** die kontrollierte Abkühlung im Temperaturbereich von 550 - 650 °C mit einer mindestens 10 K/s betragenden Abkühlgeschwindigkeit erfolgt.

35

40

45

50

55



EINSCHLÄGIGE DOKUMENTE			
Kategorie	Kennzeichnung des Dokuments mit Angabe, soweit erforderlich, der maßgeblichen Teile	Betrifft Anspruch	KLASSIFIKATION DER ANMELDUNG (IPC)
A	JP 2000 282175 A (KAWASAKI STEEL CO) 10. Oktober 2000 (2000-10-10) * Zusammenfassung; Beispiel D; Tabellen 1,2 *	1-31	INV. C22C38/02 C21D8/02
A	----- EP 0 753 596 A (NIPPON STEEL CORP [JP]) 15. Januar 1997 (1997-01-15) * Ansprüche 1,2; Tabellen 1-6 *	1,27	
A	----- EP 1 367 143 A (NIPPON KOKAN KK [JP] JFE STEEL CORP [JP]) 3. Dezember 2003 (2003-12-03) * Ansprüche 1-3; Tabellen 1A,1B,2A,2B,3B *	1,27	
A	----- US 2005/139293 A1 (NOMURA MASAHIRO [JP] ET AL) 30. Juni 2005 (2005-06-30) * Ansprüche 1-8; Tabellen 1,3 *	1-31	
A	----- JP 08 311600 A (KOBE STEEL LTD) 26. November 1996 (1996-11-26) * Tabellen 1,2,4 *	1	RECHERCHIERTE SACHGEBIETE (IPC)
	-----		C22C C21D
Der vorliegende Recherchenbericht wurde für alle Patentansprüche erstellt			
1	Recherchenort München	Abschlußdatum der Recherche 9. November 2007	Prüfer Gavriliu, Alexandru
KATEGORIE DER GENANNTEN DOKUMENTE		T : der Erfindung zugrunde liegende Theorien oder Grundsätze E : älteres Patentdokument, das jedoch erst am oder nach dem Anmelde datum veröffentlicht worden ist D : in der Anmeldung angeführtes Dokument L : aus anderen Gründen angeführtes Dokument & : Mitglied der gleichen Patentfamilie, übereinstimmendes Dokument	
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			

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

EP 07 11 4399

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.

09-11-2007

Im Recherchenbericht angeführtes Patendokument		Datum der Veröffentlichung	Mitglied(er) der Patentfamilie		Datum der Veröffentlichung
JP 2000282175	A	10-10-2000	KEINE		
EP 0753596	A	15-01-1997	AU 680590 B2 AU 4496496 A CA 2186476 A1 DE 69608179 D1 DE 69608179 T2 WO 9623083 A1 KR 100206151 B1 NO 964034 A US 5798004 A		31-07-1997 14-08-1996 01-08-1996 15-06-2000 18-01-2001 01-08-1996 01-07-1999 25-11-1996 25-08-1998
EP 1367143	A	03-12-2003	CA 2407384 A1 CN 1457371 A WO 02068703 A1 JP 2002256386 A TW 263683 B US 2003106620 A1		25-10-2002 19-11-2003 06-09-2002 11-09-2002 11-10-2006 12-06-2003
US 2005139293	A1	30-06-2005	EP 1548142 A1 JP 3934604 B2 JP 2005187863 A		29-06-2005 20-06-2007 14-07-2005
JP 8311600	A	26-11-1996	JP 3254106 B2		04-02-2002

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 1637618 A1 [0003] [0003] [0004]
- EP 1200635 A1 [0005] [0006] [0006]