

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

(19) Weltorganisation für geistiges Eigentum
Internationales Büro



(43) Internationales Veröffentlichungsdatum
19. Februar 2009 (19.02.2009)

PCT

(10) Internationale Veröffentlichungsnummer
WO 2009/021898 A1

- (51) Internationale Patentklassifikation:
C22C 38/02 (2006.01) C21D 8/02 (2006.01)
- (21) Internationales Aktenzeichen: PCT/EP2008/060382
- (22) Internationales Anmeldedatum:
7. August 2008 (07.08.2008)
- (25) Einreichungssprache: Deutsch
- (26) Veröffentlichungssprache: Deutsch
- (30) Angaben zur Priorität:
07114399.4 15. August 2007 (15.08.2007) EP
- (71) Anmelder (für alle Bestimmungsstaaten mit Ausnahme von
US): THYSSENKRUPP STEEL AG [DE/DE]; Kaiser-
Wilhelm-Strasse 100, 47166 Duisburg (DE).
- (72) Erfinder; und
- (75) Erfinder/Anmelder (nur für US): HAMMER, Brigitte
[DE/DE]; Zedernweg 28, 46562 Voerde (DE). HELLER,
Thomas [DE/DE]; Robert-Koch-Strasse 6, 47229
Duisburg (DE). BOCHAROVA, Ekaterina [DE/DE];
Koloniestrasse 156, 47057 Duisburg (DE). MATTIS-
SEN, Dorothea [DE/DE]; Broicher Waldweg 88a, 45478
Mülheim An Der Ruhr (DE). STICH, Günter [DE/DE];
Salbeiweg 5, 44869 Bochum (DE). STRAUSS, Silke
[DE/DE]; Zur langen Brücke 6, 46569 Hünxe (DE).
- (74) Anwalt: COHAUSZ & FLORACK; Bleichstrasse 14,
40211 Düsseldorf (DE).
- (81) Bestimmungsstaaten (soweit nicht anders angegeben, für
jede verfügbare nationale Schutzrechtsart): AE, AG, AL,
AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BR, BW, BY,
BZ, CA, CH, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO,
DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN,
HR, HU, ID, IL, IN, IS, JP, KE, KG, KM, KN, KP, KR, KZ,
LA, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK,
MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PG,
PH, PL, PT, RO, RS, RU, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM,
ST, SV, SY, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ,
VC, VN, ZA, ZM, ZW.
- (84) Bestimmungsstaaten (soweit nicht anders angegeben, für
jede verfügbare regionale Schutzrechtsart): ARIPO (BW,
GH, GM, KE, LS, MW, MZ, NA, SD, SL, SZ, TZ, UG,
ZM, ZW), eurasisches (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, RU,
TJ, TM), europäisches (AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK,
EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV,
MC, MT, NL, NO, PL, PT, RO, SE, SI, SK, TR), OAPI (BF,
BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, NE, SN,
TD, TG).
- Veröffentlicht:
— mit internationalem Recherchenbericht

(54) Title: DUAL-PHASE STEEL, FLAT PRODUCT MADE OF SUCH DUAL-PHASE STEEL AND METHOD FOR PRO-
DUCING A FLAT PRODUCT

(54) Bezeichnung: DUALPHASENSTAHL, FLACHPRODUKT AUS EINEM SOLCHEN DUALPHASENSTAHL UND VER-
FAHREN ZUR HERSTELLUNG EINES FLACHPRODUKTS

(57) Abstract: The invention relates to a dual-phase steel, to a flat product, and to a method for the production thereof, having strength of at least 950 MPa and good deformability and surface properties. The dual-phase steel according to the invention, while employing a simple production method, enables the flat product produced from said steel to be formed into a complexly shaped component, such as part of an automobile chassis, in the uncoated state or in a state in which it is provided with a corrosion-protecting coating. For this purpose, the steel according to the invention comprises 20-70% martensite, up to 8% of residual austenite, and for the remainder a structure made of ferrite and/or bainite, and the following composition (in wt. %): 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: up to 0.20%, Ni: up to 0.10%, Ca: up to 0.005%, P: up to 0.2%, S: up to 0.01%, N: up to 0.012% and for the remainder iron and unavoidable contamination.

(57) Zusammenfassung: 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.

WO 2009/021898 A1

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

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.

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.

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.

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.

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 ferritisch-martensitisches 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. Vorzugsweise beträgt dabei der Martensitanteil 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.

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.

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.

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.

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

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 Vorgehensweise 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.

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.

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.

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).

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.

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.

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.

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 Schweißseignung 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.

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 erfindungsgemäßen 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.

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 $> 1,5$ ($3,4 \times \text{N-Gehalt}$)). 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 gegläht 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.

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.

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.

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.

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.

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

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.

Stickstoff ist in erfindungsgemäßen 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.

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.

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.

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 wiedererwärmt 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.

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.

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.

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 Korngrenzoxydation steigt und bei unterhalb von 500 °C liegenden Haspeltemperaturen die Festigkeit des Warmbands so stark ansteigt, dass eine nachfolgende Verformung schwierig werden kann.

Aus erfindungsgemäß beschaffenem Warmband lassen sich sowohl im unbeschichteten als auch beschichteten Zustand hoch belastbare, komplex gestaltete Bauteile formen.

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 geglüht und dann auf die Temperatur des Beschichtungsbad, 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.

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 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 wiedererwärmt oder gehalten, daraufhin das~~ Vorprodukt bei einer Warmwalzendtemperatur 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 geglüht und schließlich das Kaltband kontrolliert abgekühlt.

Das so erzeugte Kaltband kann ebenfalls mit einem vor Korrosion schützenden Überzug versehen werden.

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.

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.

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.

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 geglühte 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.

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 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 Beschichtungsbad, 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. Dann läuft das geglühte Kaltband durch das jeweilige Beschichtungsbad, 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 Galvanealed-Kaltband herzustellen.

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.

Nachfolgend wird die Erfindung anhand von Ausführungsbeispielen näher erläutert.

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.

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.

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

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.

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
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

Tabelle 1

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

Tabelle 2

Schmelze	R _{p0.2} [MPa]	R _m [MPa]	A ₈₀ [%]	Gefüge		Martensit [%]
				Matrix		
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
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

Tabelle 3

Schmelze	R _{po.2} [MPa]	R _m [MPa]	A ₈₀ [%]	Gefüge		Martensit [%]
				Matrix		
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

Tabelle 4

Schmelze	R _{po.2} [MPa]	R _m [MPa]	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
7	862	1003	10,9	Bainit, Anteile globularer Ferrit	20-25
8	826	991	10,2	Bainit, Anteile globularer Ferrit	20-25
9	812	1003	12,4	Bainit/banitischer Ferrit, Anteile globularer Ferrit	30
10	898	1065	11	Bainit/banitischer Ferrit, Anteile globularer Ferrit	30-35
11	780	994	10,6	Bainit, Anteile globularer Ferrit	20-25
12	866	987	10,4	Bainit, Anteile globularer Ferrit	20-25
13	784	998	11,1	Bainit/banitischer Ferrit, Anteile globularer Ferrit	20
14	802	1002	11	Bainit/banitischer Ferrit, Anteile globularer Ferrit	20-25
15	826	991	10,2	Bainit, Anteile globularer Ferrit	20-25
16	833	1008	11,4	Bainit, Anteile globularer Ferrit	20-25

Tabelle 5

Schmelze	R _{p0.2} [MPa]	R _m [MPa]	A ₈₀ [%]	Gefüge		Martensit [%]
				Matrix		
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
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
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
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
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
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
13	782	1001	10	Bainit (bainit. Ferrit < 1 % Restaustenit, Karbidausscheidungen), Anteile globularer Ferrit		25
14	824	1029	13,9	Bainit (bainit. Ferrit, 3,5 % Restaustenit, Karbidausscheidungen)		20
15	848	1027	11,7	Bainit (bainit. Ferrit, 2 % Restaustenit, Karbidausscheidungen), Anteile globularer Ferrit		20
16	779	1004	15,3	Bainit (bainitischer Ferrit, 4 % Restaustenit, Karbidausscheidungen), Anteile globularer Ferrit		20

Tabelle 6

P A T E N T A N S P R Ü C H E

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.-%):

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 %

Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen.

2. Dualphasenstahl nach Anspruch 1, d a d u r c h g e k e n n z e i c h n e t, d a s s seine Streckgrenze mindestens 580 MPa beträgt.

3. Dualphasenstahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, dass seine Dehnung A_{80} mindestens 10 % beträgt.
4. Dualphasenstahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, dadurch gekennzeichnet, dass sein P-Gehalt $< 0,1$ Gew.-%, insbesondere $< 0,020$ Gew.-% ist.
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

- g e k e n n z e i c h n e t, d a s s sein Cr-Gehalt 0,40 - 0,70 Gew.-% beträgt.
9. Dualphasenstahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, d a d u r c h g e k e n n z e i c h n e t, d a s s sein Ti-Gehalt 0,060 - 0,090 Gew.-% beträgt.
10. Dualphasenstahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, d a d u r c h g e k e n n z e i c h n e t, d a s s bei Anwesenheit von N der Ti-Gehalt mehr als das 5,1-fache des jeweiligen N-Gehalts beträgt.
11. Dualphasenstahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, d a d u r c h g e k e n n z e i c h n e t, d a s s sein B-Gehalt 0,0005 - 0,002 Gew.-% beträgt.
12. Dualphasenstahl nach Anspruch 11, d a d u r c h g e k e n n z e i c h n e t, d a s s sein B-Gehalt 0,0007 - 0,0015 Gew.-% beträgt.
13. Dualphasenstahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, d a d u r c h g e k e n n z e i c h n e t, d a s s sein Mo-Gehalt 0,05 - 0,20 Gew.-% beträgt.

14. Dualphasenstahl nach Anspruch 13, d a d u r c h
g e k e n n z e i c h n e t, d a s s sein Cr-
Gehalt $< 0,3$ Gew.-% ist.
15. Dualphasenstahl nach Anspruch 13 oder 14,
d a d u r c h g e k e n n z e i c h n e t, d a s s
sein Mo-Gehalt $0,065 - 0,150$ Gew.-% beträgt.
16. Dualphasenstahl nach einem der voranstehenden
Ansprüche, d a d u r c h
g e k e n n z e i c h n e t, d a s s sein
Al-Gehalt $0,01 - 0,06$ Gew.-% beträgt.
17. Dualphasenstahl nach einem der voranstehenden
Ansprüche, d a d u r c h
g e k e n n z e i c h n e t, d a s s sein Cu-
Gehalt $0,07 - 0,13$ Gew.-% beträgt.
18. Dualphasenstahl nach einem der voranstehenden
Ansprüche, d a d u r c h
g e k e n n z e i c h n e t, d a s s sein S-
Gehalt $< 0,003$ Gew.-% ist.
19. Dualphasenstahl nach einem der voranstehenden
Ansprüche, d a d u r c h
g e k e n n z e i c h n e t, d a s s sein N-
Gehalt $< 0,007$ Gew.-% ist.

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.
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
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.
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 Dualphasengefüge, 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,
 - 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.
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:

- 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,
 - Kaltwalzen des Warmbands zu einem Kaltband,
 - Glühen des Kaltbands bei einer 700 - 900 °C betragenden Glühtemperatur,
 - kontrolliertes Abkühlen des geglühten Kaltbands.
29. Verfahren nach Anspruch 27 oder 28, d a d u r c h g e k e n n z e i c h n e t, d a s s die Haspeltemperatur mehr als 500 °C bis 580 °C beträgt.
30. Verfahren nach einem der Ansprüche 27 - 29, d a d u r c h g e k e n n z e i c h n e t, d a s s das Warmband mit einem Kaltwalzgrad von 40 - 70 % zu Kaltband kaltgewalzt wird.

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.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No
PCT/EP2008/060382

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
INV. C22C38/02 C21D8/02

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

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)
C22C C21D

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

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practical, search terms used)

EPO-Internal, WPI Data

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2000 282175 A (KAWASAKI STEEL CO) 10 October 2000 (2000-10-10) abstract; example D; tables 1,2 -----	1-31
A	EP 0 753 596 A (NIPPON STEEL CORP [JP]) 15 January 1997 (1997-01-15) claims 1,2; tables 1-6 -----	1,27
A	EP 1 367 143 A (NIPPON KOKAN KK [JP] JFE STEEL CORP [JP]) 3 December 2003 (2003-12-03) claims 1-3; tables 1A,1B,2A,2B,3B -----	1,27
A	US 2005/139293 A1 (NOMURA MASAHIRO [JP] ET AL) 30 June 2005 (2005-06-30) claims 1-8; tables 1,3 -----	1-31
	-/--	

Further documents are listed in the continuation of Box C.

See patent family annex.

* Special categories of cited documents :

- *A* document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance
- *E* earlier document but published on or after the international filing date
- *L* document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)
- *O* document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means
- *P* document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

- *T* later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
- *X* document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
- *Y* document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art.
- * & * document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search

6 November 2008

Date of mailing of the international search report

19/11/2008

Name and mailing address of the ISA/

European Patent Office, P.B. 5818 Patentlaan 2
NL - 2280 HV Rijswijk
Tel. (+31-70) 340-2040,
Fax: (+31-70) 340-3016

Authorized officer

Gavriliu, Alexandru

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No

PCT/EP2008/060382

(Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 08 311600 A (KOBE STEEL LTD) 26 November 1996 (1996-11-26) tables 1,2,4 -----	1

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

Information on patent family members

International application No

PCT/EP2008/060382

Patent document cited in search report	A	Publication date	Patent family member(s)	Publication date
JP 2000282175	A	10-10-2000	NONE	
EP 0753596	A	15-01-1997	AU 680590 B2	31-07-1997
			AU 4496496 A	14-08-1996
			CA 2186476 A1	01-08-1996
			DE 69608179 D1	15-06-2000
			DE 69608179 T2	18-01-2001
			WO 9623083 A1	01-08-1996
			KR 100206151 B1	01-07-1999
			NO 964034 A	25-11-1996
			US 5798004 A	25-08-1998
EP 1367143	A	03-12-2003	CA 2407384 A1	25-10-2002
			CN 1457371 A	19-11-2003
			CN 101158009 A	09-04-2008
			CN 101158010 A	09-04-2008
			WO 02068703 A1	06-09-2002
			JP 4085583 B2	14-05-2008
			JP 2002256386 A	11-09-2002
			TW 263683 B	11-10-2006
			US 2003106620 A1	12-06-2003
US 2005139293	A1	30-06-2005	AT 405685 T	15-09-2008
			EP 1548142 A1	29-06-2005
			JP 3934604 B2	20-06-2007
			JP 2005187863 A	14-07-2005
JP 8311600	A	26-11-1996	JP 3254106 B2	04-02-2002

INTERNATIONALER RECHERCHENBERICHT

Internationales Aktenzeichen
PCT/EP2008/060382

A. KLASSIFIZIERUNG DES ANMELDUNGSGEGENSTANDES INV. C22C38/02 C21D8/02		
Nach der Internationalen Patentklassifikation (IPC) oder nach der nationalen Klassifikation und der IPC		
B. RECHERCHIERTE GEBIETE		
Recherchierter Mindestprüfstoff (Klassifikationssystem und Klassifikationssymbole) C22C C21D		
Recherchierte, aber nicht zum Mindestprüfstoff gehörende Veröffentlichungen, soweit diese unter die recherchierten Gebiete fallen		
Während der internationalen Recherche konsultierte elektronische Datenbank (Name der Datenbank und evtl. verwendete Suchbegriffe) EPO-Internal, WPI Data		
C. ALS WESENTLICH ANGESEHENE UNTERLAGEN		
Kategorie*	Bezeichnung der Veröffentlichung, soweit erforderlich unter Angabe der in Betracht kommenden Teile	Betr. Anspruch Nr.
A	JP 2000 282175 A (KAWASAKI STEEL CO) 10. Oktober 2000 (2000-10-10) Zusammenfassung; Beispiel D; Tabellen 1,2 -----	1-31
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
<input checked="" type="checkbox"/> Weitere Veröffentlichungen sind der Fortsetzung von Feld C zu entnehmen <input checked="" type="checkbox"/> Siehe Anhang Patentfamilie		
<ul style="list-style-type: none"> * Besondere Kategorien von angegebenen Veröffentlichungen *A* Veröffentlichung, die den allgemeinen Stand der Technik definiert, aber nicht als besonders bedeutsam anzusehen ist *E* älteres Dokument, das jedoch erst am oder nach dem internationalen Anmeldedatum veröffentlicht worden ist *L* Veröffentlichung, die geeignet ist, einen Prioritätsanspruch zweifelhaft erscheinen zu lassen, oder durch die das Veröffentlichungsdatum einer anderen im Recherchenbericht genannten Veröffentlichung belegt werden soll oder die aus einem anderen besonderen Grund angegeben ist (wie ausgeführt) *O* Veröffentlichung, die sich auf eine mündliche Offenbarung, eine Benutzung, eine Ausstellung oder andere Maßnahmen bezieht *P* Veröffentlichung, die vor dem internationalen Anmeldedatum, aber nach dem beanspruchten Prioritätsdatum veröffentlicht worden ist *T* Spätere Veröffentlichung, die nach dem internationalen Anmeldedatum oder dem Prioritätsdatum veröffentlicht worden ist und mit der Anmeldung nicht kollidiert, sondern nur zum Verständnis des der Erfindung zugrundeliegenden Prinzips oder der ihr zugrundeliegenden Theorie angegeben ist *X* Veröffentlichung von besonderer Bedeutung; die beanspruchte Erfindung kann allein aufgrund dieser Veröffentlichung nicht als neu oder auf erfinderischer Tätigkeit beruhend betrachtet werden *Y* Veröffentlichung von besonderer Bedeutung; die beanspruchte Erfindung kann nicht als auf erfinderischer Tätigkeit beruhend betrachtet werden, wenn die Veröffentlichung mit einer oder mehreren anderen Veröffentlichungen dieser Kategorie in Verbindung gebracht wird und diese Verbindung für einen Fachmann naheliegend ist *Z* Veröffentlichung, die Mitglied derselben Patentfamilie ist 		
Datum des Abschlusses der internationalen Recherche 6. November 2008		Absendedatum des internationalen Recherchenberichts 19/11/2008
Name und Postanschrift der Internationalen Recherchenbehörde Europäisches Patentamt, P.B. 5818 Patentlaan 2 NL - 2280 HV Rijswijk Tel: (+31-70) 340-2040, Fax: (+31-70) 340-3016		Bevollmächtigter Bediensteter Gavrilu, Alexandru

INTERNATIONALER RECHERCHENBERICHT

Internationales Aktenzeichen
PCT/EP2008/060382

C. (Fortsetzung) ALS WESENTLICH ANGESEHENE UNTERLAGEN

Kategorie*	Bezeichnung der Veröffentlichung, soweit erforderlich unter Angabe der in Betracht kommenden Teile	Betr. Anspruch Nr.
A	JP 08 311600 A (KOBÉ STEEL LTD) 26. November 1996 (1996-11-26) Tabellen 1,2,4 -----	1

INTERNATIONALER RECHERCHENBERICHT

Angaben zu Veröffentlichungen, die zur selben Patentfamilie gehören

Internationales Aktenzeichen

PCT/EP2008/060382

Im Recherchenbericht angeführtes Patentdokument		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	31-07-1997
			AU 4496496 A	14-08-1996
			CA 2186476 A1	01-08-1996
			DE 69608179 D1	15-06-2000
			DE 69608179 T2	18-01-2001
			WO 9623083 A1	01-08-1996
			KR 100206151 B1	01-07-1999
			NO 964034 A	25-11-1996
			US 5798004 A	25-08-1998
EP 1367143	A	03-12-2003	CA 2407384 A1	25-10-2002
			CN 1457371 A	19-11-2003
			CN 101158009 A	09-04-2008
			CN 101158010 A	09-04-2008
			WO 02068703 A1	06-09-2002
			JP 4085583 B2	14-05-2008
			JP 2002256386 A	11-09-2002
			TW 263683 B	11-10-2006
			US 2003106620 A1	12-06-2003
US 2005139293	A1	30-06-2005	AT 405685 T	15-09-2008
			EP 1548142 A1	29-06-2005
			JP 3934604 B2	20-06-2007
			JP 2005187863 A	14-07-2005
JP 8311600	A	26-11-1996	JP 3254106 B2	04-02-2002