(19) Europäisches Patentamt
European Patent Office
Office européen des brevets

(11) **EP 2 028 282 B1**

(12) **EUROPÄISCHE PATENTSCHRIFT**

(45) Veröffentlichungstag und Bekanntmachung des Hinweises auf die Patenterteilung:
**13.06.2012 Patentblatt 2012/24**

(21) Anmeldenummer: **07114398.6**

(22) Anmeldetag: **15.08.2007**

(51) Int Cl.:
***C21D 8/02*** *(2006.01)* ***C21D 9/46*** *(2006.01)*
***C22C 38/02*** *(2006.01)* ***C22C 38/04*** *(2006.01)*
***C22C 38/28*** *(2006.01)* ***C22C 38/38*** *(2006.01)*

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

Dual-phase steel, flat product made of such dual-phase steel and method for manufacturing a flat product

Acier en phase double, produit plat à partir d'un tel acier en phase double et son procédé de fabrication

(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**

(43) Veröffentlichungstag der Anmeldung:
**25.02.2009 Patentblatt 2009/09**

(73) Patentinhaber: **ThyssenKrupp Steel Europe AG**
**47166 Duisburg (DE)**

(72) Erfinder:
- **Bocharova, Ekaterina**
  **47057 Duisburg (DE)**
- **Heller, Thomas**
  **47229 Duisburg (DE)**
- **Mattissen, Dorothea**
  **45478 Mülheim-Ruhr (DE)**
- **Nickels, Thomas**
  **40882 Ratingen (DE)**
- **Stich, Günter**
  **44869 Bochum (DE)**
- **Strauss, Silke**
  **46569 Hünxe (DE)**

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

(56) Entgegenhaltungen:
**EP-A- 1 319 726**
**EP-A- 1 548 142**
**EP-A- 1 616 970**
**EP-A- 1 808 505**
**EP-B1- 0 966 547**
**WO-A-2004/104254**

- **KATSUMATA M ET AL: "DEVELOPMENT OF HIGH STRENGTH AND HIGH TOUGHNESS LOW CARBON - LOW ALLOY STEEL FOR HOT FORGED PARTS" KOBELCO TECHNOLOGY REVIEW, KOBE STEEL, KOBE, JP, Nr. 11, Juni 1991 (1991-06), Seiten 29-32, XP001038795 ISSN: 0913-4794**

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

EP 2 028 282 B1

## 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 mindestens 950 MPa aufweist. Ebenso betrifft die Erfindung ein aus einem solchen Dualphasenstahl hergestelltes Flachprodukt sowie Verfahren zur Herstellung eines solchen Flachprodukts.

**[0002]** Unter den Oberbegriff "Flachprodukt" fallen hier typischerweise Stahlbänder und -bleche der erfindungsgemäßen Art.

**[0003]** 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 ist eine große Zahl von Versuchen bekannt, Stähle zu erzeugen, die diese an sich widersprüchlichen Eigenschaften in sich vereinen.

**[0004]** So sind beispielsweise aus der EP 1 431 107 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.-%) 0,08 - 0,25 % C, 0, 001 - 1,5 % Si, 0,01 - 2,0 % Mn, 0, 001 - 0,06 % P, bis zu 0,05 % S, 0,001 - 0,007 % N und 0,008 - 0,2 % Al. Gleichzeitig soll er einen mittleren r-Wert von mindestens 1,2, einen r-Wert in Walzrichtung von mindestens 1,3, einen r-Wert in einer Richtung von 45° bezogen auf die Walzrichtung von mindestens 0,9 und einen r-Wert quer zur Walzrichtung von mindestens 1,2 aufweisen. In dem bekannten Stahl wird Silizium eine festigkeitssteigernde Wirkung zugeschrieben, wobei die Obergrenze von 1,5 Gew.-% im Hinblick auf eine gute Beschichtbarkeit des Stahls gewählt worden ist. Ebenso wird der positive Einfluss von Mn auf die Festigkeit hervorgehoben. Dabei ist die Obergrenze des Gehalts an Mn von 1,5 % im Hinblick auf die mit dem Überschreiten dieser Grenze einhergehende Abnahme der r-Werte gesetzt worden, wobei zur Optimierung der r-Werte des bekannten Stahlblechs Mn-Gehalte im Bereich von 0,04 - 0,8 Gew.-%, insbesondere 0,04 - 0,12 Gew.-%, als vorteilhaft angesehen worden sind.

**[0005]** Optional kann der bekannte Stahl zur weiteren Steigerung seiner Festigkeit neben anderen wahlweise zugegebenen Legierungselementen auch Gehalte an B von 0.0001 - 0.01 Gew.-% B, an Ti, Nb und/oder V in einer Gesamtmenge von 0.001 - 0.2 Gew.-% sowie an Sn, Cr, Cu, Ni, Co, W und / oder Mo in einer Gesamtmenge von 0.001 - 2.5 Gew.-% aufweisen. Aus Kostengründen ist dabei der Gesamtgehalt dieser Elemente auf die jeweils angegebene Obergrenze beschränkt.

**[0006]** Sofern die in der EP 1 431 407 A1 beschriebenen Stähle Festigkeiten von mehr als 850 MPa besitzen, weisen sie allerdings kein Dualphasengefüge mehr auf, sondern ihr Gefüge besteht entweder nur aus Martensit oder nur aus Ferrit bzw. Bainit. Auch findet sich in der EP 1 431 407 A1 kein Beispiel, anhand dessen beispielsweise die Wirkungen von Cr, Mo, Ti oder B bei gleichzeitig geringen Mengen an Si oder höheren Gehalten an Mn nachvollzogen werden könnten. Vielmehr belegen die in der EP 1 431 407 A1 angegebenen Beispiele, dass gemäß diesem Stand der Technik die Festigkeit im Wesentlichen durch eine geeignete Abstimmung der Mn- und Si-Gehalte zur jeweiligen Stahllegierung eingestellt worden ist.

**[0007]** 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 ferritischmartensitisches 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 Martenistanteil des betreffenden Stahls rund 5 % bis 20 % des überwiegend martensitisch-ferritischen Gefüges. Ein solcherart erzeugtes Flachprodukt weist Festigkeiten von mindestens 500 N/mm$^2$ bei gleichzeitig gutem Umformvermögen auf, ohne dass dazu besonders hohe Gehalte an bestimmten Legierungselementen erforderlich sind.

**[0008]** 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 beispielhaft angegebenen Stähle jeweils unterhalb von 900 MPa.

**[0009]** Schließlich ist aus der EP 1 559 797 A1 ein höherfester Dualphasenstahl mit einem mehr als 60 % Ferrit und 5 - 30 % Martensit aufweisenden Gefüge bekannt, der neben Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen (in Gew.-%) 0, 05 - 0,15 % C, bis zu 0,5 % Si, 1 - 2 % Mn, 0,01 - 0,1 % Al, bis zu 0,009 % P, bis zu 0,01 % S und bis zu 0,005 % N enthält. Um seine Festigkeit weiter zu erhöhen, können diesem bekannten Stahl 0,01 - 0,3 % Mo, 0,001 - 0,05 % Nb, 0,001 - 0,1 % Ti, 0,0003 - 0,002 % B, und 0,05 - 0,49 % Cr zugegeben werden. Der in dieser Weise legierte und

beschaffene bekannte Stahl erreicht bei einer guten Verformbarkeit und Oberflächenbeschaffenheit Zugfestigkeiten von bis zu 700 MPa. Ziel der in der EP 1 559 797 A1 beschriebenen Entwicklung war dabei eine Verbesserung der mechanischen Eigenschaften eines solchen Stahls unter Vermeidung einer Zulegierung von größeren Mengen an hinsichtlich der Oberflächenbeschaffenheit, Verschweißbarkeit und Verformbarkeit kritischen Legierungselementen, wie Si, P und Al.

**[0010]** Neben dem voranstehend erläuterten Stand der Technik ist aus der EP 1 808 505 A1 ein Stahl mit (in Gew.-%) 0,03 - 0,25 C, 0,4 - 2,0 Si, 0,8 - 3,1 Mn, 0,005 - 2 Cr, 0,002 - 1 Ti, 0,0002 - 0,1 B, 0,005 - 1 Mo, ≤ 2,0 Al, ≤ 0,02 P, ≤ 0,02 S, ≤ 0,01 N, Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen bekannt, dessen Gefüge neben Bainit 10 - 60 % Martensit, 1 - 10 % Restaustenit sowie 10 - 80 % Ferrit enthalten soll. Cr kann in dieser Legierung zur Steigerung der Festigkeit vorgesehen sein, wobei nach den Ausführungsbeispielen der EP 1 808 505 A1 die Cr-Gehalte jeweils deutlich unterhalb von 0,05 Gew.-% liegen. Al soll dieser bekannten Legierung einerseits zur Desoxidation, andererseits aber auch zur Verbesserung der Zähigkeit zugegeben werden. Die in der EP 1 808 505 A1 angegebenen Ausführungsbeispiele zeigen, dass diese Möglichkeit der Steigerung der Zähigkeit durch Zugabe hoher Al-Gehalte aufgegriffen worden ist.

**[0011]** Ebenso ist aus der EP 1 319 726 A1 ein Legierungskonzept bekannt, das auf dem Gedanken gründet, einem Stahl eine Menge an Mikrolegierungselementen zuzugeben, die ausreicht, um einerseits den im Stahl vorhandenen Stickstoff zu binden und andererseits festigkeitssteigernde Ausscheidungen zu bilden. Diese bekannte, Zugfestigkeiten von mehr als 600 MPa regelmäßig erreichende Stahllegierung enthält zu diesem Zweck (in Gew.-%) 0,05 - 0,5 % C, 0,05 - 1,5 % Si, 1 - 2,5 % Mn, ≤ 0,75 % Cr, Titan mit der Maßgabe 0,01 % ≤ (Ti-2,4N) ≤ 0,2 % und/oder Nb mit der Maßgabe 0,01 % ≤ (Nb-6,5N) ≤ 0,2 %, 0,01 - 1,5 % Al, ≤ 0,1% P, ≤ 0,01% S, ≤ 0,01% N, Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen.

**[0012]** Aus der EP 1 548 142 A1 geht des Weiteren eine allgemeine Legierungsvorschrift hervor, innerhalb der die durch diverse von den Gehalten ihrer Legierungselemente einzuhaltende Bedingungen näher charakterisierten Stahlzusammensetzungen liegen sollen. Die betreffende allgemeine Legierungsvorschrift soll neben Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen (in Gew.-%) 0,1 - 1% C, 0,05 - 2 % Si, 1 - 5 % Mn, 0,1 - 1 % Cr, 0,005 - 0,1 % Ti, 0,0003 - 0,01 % B, 0,1 - 1 % Mo, ≤ 1 % Al, 0,005 - 0,01 % P und bis zu 0,01 % N enthalten. Die Festigkeitswerte von aus dieser Legierung erzeugten Beispielsstählen streuen über einen weiten Bereich.

**[0013]** Aus der EP 0 966 547 B1 ist schließlich auch noch ein Alberuhigter Mehrphasenstahl bekannt, der (in Gew.-%) 0,10 - 0,20 % C, 0,30 - 0,60 % Si, 1,50 - 2,00 % Mn, 0,30 - 0,80 % Cr, ≤ 0,2 % Ti, ≤ 0,40 % Mo, ≤ 0,08 % P, ≤ 0,8 % Nb, Zr ≤ 0,2, Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen enthält und Zugfestigkeiten von mindestens 900 MPa aufweisen soll. Diese Legierung gründet auf dem Gedanken, in dem Stahl sehr feine Mikrostrukturen zu bilden, die aus weichen und harten Phasen nebeneinander, kombiniert mit einer Verteilung feinster Ausscheidungen bestehen. Die Wirkung von Cr wird dabei darin gesehen, dass dieses Element die Entstehung von Bainit fördert. Gleichzeitig werden hohe Ti-Gehalte empfohlen, um eine maximale Anzahl feinstverteilter Ti-Ausscheidungen zu erzeugen.

**[0014]** 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 zuverlässig 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.

**[0015]** 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.

**[0016]** Ein die voranstehend genannte Aufgabe lösendes Flachprodukt ist entsprechend Anspruch 19 erfindungsgemäß **dadurch gekennzeichnet, dass** es aus einem erfindungsgemäß zusammengesetzten und beschaffenen Stahl besteht.

**[0017]** In Bezug auf das Herstellverfahren ist die oben genannte Aufgabe schließlich erfindungsgemäß durch die in den

**[0018]** Ansprüchen 25 und 26 angegebenen Herstellweisen gelöst worden, wobei sich das in Anspruch 25 angegebene Verfahren auf die erfindungsgemäße Herstellung eines Warmbands und die in Anspruch 26 angegebene Vorgehensweise sich auf die erfindungsgemäße Herstellung eines Kaltbands beziehen. In den auf die Ansprüche 25 und 26 rückbezogenen Ansprüchen sind jeweils vorteilhafte Varianten der erfindungsgemäßen Verfahren enthalten. Zusätzlich sind nachfolgend für die praktische Anwendung der erfindungsgemäßen Verfahren und seiner in den Ansprüchen angegebenen Varianten besonders vorteilhafte Ausgestaltungen erläutert.

**[0019]** Ein erfindungsgemäßer Stahl zeichnet sich durch hohe Festigkeiten von mindestens 950 MPa, insbesondere mehr als 980 MPa, aus, wobei regelmäßig auch Festigkeiten von 1000 MPa und mehr erreicht werden. Gleichzeitig besitzt er eine Streckgrenze von mindestens 580 MPa, insbesondere mindestens 600 MPa, und weist eine Dehnung $A_{80}$ von mindestens 10 % auf.

**[0020]** 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.

**[0021]** Dank seines Dualphasengefüges besitzt erfindungsgemäßer Stahl eine hohe Festigkeit bei gleichzeitig guter Dehnung. So ist die *Legierung* eines erfindungsgemäßen Stahls so zusammengesetzt , dass er einen Martensitanteil von mindestens 20 %, bevorzugt mehr als 30 %, 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).

**[0022]** Die hohen Festigkeiten und guten Dehnungseigenschaften sind durch die erfindungsgemäße Einstellung des Dualphasengefüges erzielt worden. Diese ist durch eine enge Auswahl der Gehalte an den einzelnen Legierungselementen ermöglicht worden, die in einem erfindungsgemäßen Stahl neben Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen vorhanden sind.

**[0023]** So sieht die Erfindung einen C-Gehalt von 0,10 - 0,20 Gew.-% vor. Der Mindestgehalt an Kohlenstoff von 0,10 Gew.-% ist dabei gewählt worden, um die Ausbildung von martensitischem Gefüge mit ausreichender Härte zu erreichen und um die gewünschte Eigenschaftskombination des erfindungsgemäßen Stahls einzustellen. Bei Gehalten von mehr als 0,20 Gew.-% behindert Kohlenstoff jedoch die Entstehung des gewünschten ferritischen / bainitischen Gefügeanteils. Auch wirken sich höhere C-Gehalte negativ auf die Schweißeignung aus, was für die Anwendung des erfindungsgemäßen Materials beispielsweise im Bereich des Automobilbaus von besonderer Bedeutung ist. Besonders sicher kann die vorteilhafte Wirkung von Kohlenstoff in einem erfindungsgemäßen Stahl dann genutzt werden, wenn der C-Gehalt eines erfindungsgemäßen Stahls 0,12 - 0,18 Gew.-%, insbesondere 0,15 - 0,16 Gew.-%, beträgt.

**[0024]** Si dient in einem erfindungsgemäßen Stahl ebenfalls 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. 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. Auch ist bei Einhaltung dieser Obergrenze die Gefahr von Korngrenzoxidation minimiert. 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.

**[0025]** Der Mn-Gehalt eines erfindungsgemäßen Stahls liegt im Bereich von 1,5 - 2,50 Gew.-%, insbesondere 1,5 - 2,35 Gew.-%, um die festigkeitssteigernde Wirkung dieses Elements zu nutzen. So wird durch die Anwesenheit von Mn die Entstehung von Martensit unterstützt. Dabei verhindern die erfindungsgemäß vorgesehenen Gehalte an Mn insbesondere im Fall, dass aus erfindungsgemäßem Stahl ein Kaltband hergestellt und dieses Kaltband abschließend geglüht wird, die Bildung von Perlit bei der Abkühlung nach dem Glühen. Diese positiven Effekte der Anwesenheit von Mn in einem erfindungsgemäßen Stahl lassen sich dann besonders sicher nutzen, wenn der Mn-Gehalt mindestens 1,7 Gew.-%, insbesondere mindestens 1,80 Gew.-% beträgt. Um jedoch einen negativen Einfluss von Mn auf die Verformbarkeit, Schweißeignung und Beschichtbarkeit zu vermeiden, ist die Obergrenze für die Gehalte an Mn auf 2,5 Gew.-% in erfindungsgemäßem Stahl gesetzt. Die möglicherweise negativen Einflüsse von Mn auf einen erfindungsgemäßen Stahl können dadurch mit erhöhter Sicherheit ausgeschlossen werden, dass der Mn-Gehalt auf 2,20 Gew.-%, insbesondere 2,00 Gew.-%, beschränkt wird.

**[0026]** Cr wirkt in einem Dualphasenstahl in Gehalten von 0,2 - 0,8 Gew.-% ebenfalls festigkeitssteigernd. Diese Wirkung tritt insbesondere dann ein, wenn der Cr-Gehalt erfindungsgemäß mindestens 0,3 Gew.-%, insbesondere mindestens 0,5 Gew.-% beträgt. Gleichzeitig ist der Cr-Gehalt eines erfindungsgemäßen Stahls jedoch auf 0,8 Gew.-% beschränkt, um die Gefahr der Entstehung von Korngrenzoxidation zu vermindern und gute Dehnungseigenschaften des erfindungsgemäßen Stahls zu sichern. Auch wird bei Einhaltung dieser Obergrenze eine Oberfläche erreicht, die gut mit einer metallischen Beschichtung versehen werden kann. Negative Einflüsse der Gehalte an Cr werden insbesondere dann vermieden, wenn die Obergrenze des Chrom-Gehalts eines erfindungsgemäßen Stahls auf höchstens 0,7 Gew.-%, insbesondere 0,6 Gew.-%, festgesetzt wird.

**[0027]** 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.

**[0028]** 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 0,08 Gew.-%, insbesondere 0,06 Gew.-%, beschränkt worden. Besonders sicher lässt sich der positive Einfluss von Ti auf die Eigenschaften eines erfindungsgemäßen Stahls nutzen, wenn sein Ti-Gehalt 0,03 - 0,055 Gew.-%, insbesondere 0,040 - 0,050 Gew.-%, beträgt.

**[0029]** 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 praxisgerechten 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 ergeben sich in einem erfindungsgemäßen Stahl daher bei Gehalten von 0,0007 - 0,0016 Gew.-%, insbesondere 0,0008 - 0,0013 Gew.-%.

**[0030]** Wie Bor oder Cr in den voranstehend genannten Gehaltsbereichen tragen auch die erfindungsgemäß wahlweise vorhandenen Gehalte an Molybdän 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 seine 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 von 0,05 Gew.-% Mo positiv auf die Eigenschaften des 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. Dann jedoch, wenn Mo-Gehalte von weniger als 1,7 Gew.-% und/oder Cr-Gehalte von weniger als 0,4 Gew.-% im erfindungsgemäßen Stahl vorhanden sind, ist es vorteilhaft, zur Sicherung der geforderten Festigkeit des erfindungsgemäßen Stahls 0,05 - 0,22 Gew.-% Mo zuzugeben.

**[0031]** 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.

**[0032]** 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.

**[0033]** 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 Gew.-%, insbesondere < 0,02 Gew.-%, beschränkt, wobei besonders gute Ergebnisse bei P-Gehalten von < 0,010 Gew.-% erzielt werden.

**[0034]** 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.

**[0035]** 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. So lassen sich aus erfindungsgemäß beschaffenem Warmband im unbeschichteten Zustand hoch belastbare Bauteile formen. Sollen diese Bauteile besonders gegen Korrosion geschützt werden, so können die Warmbänder vor oder nach ihrer Umformung zu dem jeweiligen Bauteil mit einem metallischen Schutzüberzug versehen werden.

**[0036]** Werden dagegen Flachprodukte mit geringerer Dicke gefordert, so können die aus erfindungsgemäßem Stahl erzeugten Warmbänder zunächst einer Kaltwalzung und einer anschließenden Glühung unterzogen werden, um dann als Kaltband gegebenenfalls nach Auftrag eines metallischen, vor Korrosion schützenden Überzugs weiterverarbeitet zu werden.

**[0037]** 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.

**[0038]** Zur erfindungsgemäßen Herstellung eines als Warmband vorliegenden Flachprodukts mit einer Zugfestigkeit von mindestens 950 MPa sowie einer Dehnung A 80 von mindestens 10% 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, die Schmelze zu einem Vorprodukt, wie Bramme oder Dünnbramme, vergossen, das Vorprodukt bei einer Warmwalzstarttemperatur von 1100 - 1300 °C wiedererwärmt oder gehalten, das Vorprodukt bei einer Warmwalzendtemperatur von 800 - 950 °C zu dem Warmband warmgewalzt und das erhaltene Warmband bei einer Haspeltemperatur von bis zu 570 °C gehaspelt.

**[0039]** Durch eine geeignete Einstellung der Haspeltemperatur im Bereich von Raumtemperatur bis 570 °C lässt sich das Dualphasengefüge des als solches anschließend nicht mehr weiter gewalzten Warmbandes einstellen, um die jeweils gewünschte Eigenschaftskombination zu erhalten.

**[0040]** 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 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.

**[0041]** Soll ein erfindungsgemäßes Flachprodukt in Form eines Kaltbandes zur Verfügung gestellt werden, so wird dazu ein erfindungsgemäß zusammengesetzter Dualphasenstahl erschmolzen, die entsprechende Stahlschmelze zu einem Vorprodukt, wie Bramme oder Dünnbramme, vergossen, das Vorprodukt bei einer Warmwalzstarttemperatur von 1100 - 1300 °C wiedererwärmt oder gehalten, das Vorprodukt bei einer Warmwalzendtemperatur von 800 - 950 °C zu einem Warmband warmgewalzt, das Warmband bei einer Haspeltemperatur von 500 - 650 °C gehaspelt, das Warmband nach dem Haspeln kaltgewalzt, das erhaltene Kaltband bei einer 700 - 900 °C betragenden Glühtemperatur geglüht und das Kaltband nach dem Glühen kontrolliert abgekühlt.

**[0042]** 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 530 °C, insbesondere mindestens 550 °C, gehaspelt.

**[0043]** 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 - 300 s gehalten werden oder direkt mit einer Abkühlrate von 0,5 - 30 K/s auf Raumtemperatur abgekühlt werden.

**[0044]** 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 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 - 300 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 Galvannealed-Kaltband herzustellen.

**[0045]** 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, um unter optimaler Ausnutzung der jeweils zur Verfügung stehenden Anlagentechnik ausreichend hohe Verfestigungen des gewalzten Bandes zu erreichen. Derart kaltgewalztes erfindungsgemäßes Kaltband weist typischerweise Dicken von 0,8 - 2,5 mm auf.

**[0046]** Erforderlichenfalls kann das Kaltband im beschichteten oder unbeschichteten Zustand einer Dressierwalzung unterzogen werden, bei der im Bereich von bis zu 2 % liegende Dressiergrade eingestellt werden.

**[0047]** Nachfolgend wird die Erfindung anhand von Ausführungsbeispielen näher erläutert.

**[0048]** Sechzehn Stahlschmelzen 1 - 16, deren Zusammensetzungen in Tabelle 1 angegeben sind und von denen die Stähle 1-6, 10, 11, 13 und 16 nicht erfindungsgemäß 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.

**[0049]** 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.

**[0050]** Anschließend sind die erhaltenen Kaltbänder in der oben bereits in allgemeiner Form für ein unbeschichtet auszuliefernde Kaltband beschriebenen Weise einer Glühung und kontrollierten Abkühlung unterzogen worden.

**[0051]** 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.

**[0052]** In drei 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 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) und 5 (Haspeltemperatur = 570 °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* | 0,149 | 0,30 | 1,97 | 0,007 | - | - | 0,45 | 0,0004 | 0,003 | 0,004 | 0,0013 |
| 2* | 0,150 | 0,30 | 1,97 | <0,005 | - | 0,023 | 0,45 | 0,0021 | 0,005 | 0,004 | 0,015 |
| 3* | 0,152 | 0,30 | 1,99 | 0,005 | - | - | 0,46 | 0,0004 | 0,004 | 0,004 | 0,0014 |
| 4* | 0,157 | 0,30 | 1,97 | 0,005 | - | - | 0,81 | 0,0005 | 0,004 | 0,004 | 0,0017 |
| 5* | 0,153 | 0,30 | 1,50 | 0,005 | - | - | 0,81 | 0,0004 | 0,004 | 0,004 | 0,0015 |
| 6* | 0,150 | 0,02 | 1,98 | <0,005 | - | 0,023 | 0,80 | 0,0022 | 0,004 | 0,005 | 0,0015 |
| 7 | 0,152 | 0,60 | 1,97 | <0,005 | - | 0,021 | 0,45 | 0,0022 | 0,004 | 0,004 | 0,0024 |
| 8 | 0,154 | 0,19 | 2,07 | 0,004 | - | 0,022 | 0,60 | 0,0011 | 0,004 | 0,007 | 0,0052 |
| 9 | 0,16 | 0,29 | 1,8 | 0,032 | 0,08 | 0,046 | 0,52 | 0,0009 | 0,013 | 0,001 | 0,004 |
| 10* | 0,152 | 0,28 | 1,7 | 0,028 | 0,15 | 0,051 | 0,3 | 0,0012 | 0,008 | 0,001 | 0,0045 |
| 11* | 0,145 | 0,21 | 1,7 | 0,036 | 0,19 | 0,035 | 0,45 | 0,0010 | 0,011 | 0,0015 | 0,0042 |
| 12 | 0,148 | 0,24 | 1,83 | 0,031 | 0,22 | 0,035 | 0,65 | 0,0012 | 0,010 | 0,0015 | 0,0042 |
| 13* | 0,153 | 0,29 | 2,2 | 0,029 | 0,08 | 0,090 | 0,59 | 0,0018 | 0,012 | 0,0013 | 0,0051 |
| 14 | 0,19 | 0,22 | 1,75 | 0,033 | 0,18 | 0,052 | 0,51 | 0,0009 | 0,007 | 0,0020 | 0,0031 |
| 15 | 0,12 | 0,27 | 2,35 | 0,027 | - | 0,051 | 0,5 | 0,0012 | 0,014 | 0,0012 | 0,0029 |
| 16* | 0,1 | 0,31 | 2,31 | 0,031 | 0,22 | 0,086 | 0,66 | 0,0016 | 0,013 | 0,0016 | 0,0047 |
| Angaben in Gew.-%, Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen<br>* nicht erfindungsgemäß | | | | | | | | | | | |

Tabelle 2

| Schmelze | $R_{p0,2}$ | $R_m$ | $A_{80}$ | Gefügeanteile | | | | | Kaltwalzgrad | Blechdicke |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | [MPa] | | [%] | Matrix | Martensit [%] | Bainit [%] | Restaustenit [%] | Karbide | [%] | [mm] |
| 1* | 580 | 955 | 15,2 | Ferrit | 20 | etwas Bainit | - | - | 50 | 2,0 |
| 2* | 598 | 1057 | 8,3 | Ferrit | 50 | etwas Bainit | - | - | 65 | 1,2 |
| 3* | 581 | 970 | 14,9 | Ferrit | 30 - 40 | Bainit | - | Karbide | 50 | 2,0 |

(fortgesetzt)

| Schmelze | $R_{p0,2}$ | $R_m$ | $A_{80}$ | Gefügeanteile | | | | | Kaltwalz-grad | Blech-dicke |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | [MPa] | | [%] | Matrix | Martensit [%] | Bainit [%] | Rest-austenit [%] | Karbide | [%] | [mm] |
| 4* | 590 | 1023 | 12,5 | Ferrit | 20 - 0 | 10 | | Karbide | 70 | 0,8 |
| 5* | 585 | 960 | 17,1 | Ferrit | 20 | - | - | Karbide | 50 | 2,0 |
| 6* | 601 | 997 | 8,6 | Bainit | 50 | - | - | Karbide | 50 | 2,0 |
| 7 | 607 | 1038 | 10,8 | Bainit + 10% Ferrit | 50 | - | - | Karbide | 70 | 0,8 |
| 8 | 602 | 992 | 14 | Bainit | 40 - 45 | - | 6,5 | - | 50 | 2,0 |
| 9 | 645 | 1071 | 14,8 | Ferrit | 50 - 60 | - | 2,5 | - | 50 | 2,0 |
| 10* | 635 | 1054 | 15,1 | Ferrit | 45 | - | 2,0 | - | 70 | 0,8 |
| 11* | 618 | 1035 | 15,3 | Ferrit | 30 - 40 | - | 1 | - | 65 | 1,2 |
| 12 | 626 | 1047 | 14,2 | Ferrit / Bainit | 40 - 50 | - | - | - | 70 | 0,8 |
| 13* | 675 | 1102 | 10,5 | Bainit/ Ferrit | 60 - 70 | - | - | - | 50 | 2,0 |
| 14 | 609 | 1031 | 15,4 | Ferrit | 35 - 45 | - | 3 | - | 50 | 2,0 |
| 15 | 612 | 1010 | 11,3 | Ferrit | 40 | - | 1,5 | - | 65 | 1,2 |
| 16* | 603 | 1016 | 13,6 | Ferrit | 55 - 65 | - | 3 | - | 65 | 1,2 |
| * nicht erfindungsgemäß | | | | | | | | | | |

Tabelle 3

| Schmelze | $R_{p0,2}$ | $R_m$ | $A_{80}$ | Gefügeanteile | |
|---|---|---|---|---|---|
| | [MPa] | [MPa] | [%] | Matrix | Martensit [%] |
| 1* | 580 | 950 | 12,3 | Bainit / Ferrit | 20 |
| 2* | 621 | 1023 | 11,5 | Bainit | 20 - 30 |
| 3* | 614 | 985 | 13,4 | Bainit / Ferrit | 25 - 30 |
| 4* | 639 | 1012 | 12,9 | Bainit | 25 |
| 5* | 580 | 950 | 14,5 | Bainit | 20 |
| 6* | 725 | 996 | 13,7 | Bainit | 25 |
| 7 | 594 | 998 | 13,5 | Bainit | 20 - 30 |
| 8 | 731 | 1005 | 13,9 | Bainit | 25 - 35 |
| 9 | 1070 | 1129 | 12,1 | Bainit | 45 - 55 |
| 10* | 642 | 1014 | 13,4 | Bainit | 30 - 35 |
| 11* | 626 | 1007 | 14,8 | Bainit | 25 - 35 |
| 12 | 640 | 1017 | 15,7 | Bainit | 20 - 30 |
| 13* | 854 | 1121 | 10,7 | Bainit | 60 - 70 |
| 14 | 674 | 1014 | 12,8 | Bainit | 25 - 35 |

(fortgesetzt)

| Schmelze | $R_{p0,2}$ | $R_m$ | $A_{80}$ | Gefügeanteile | |
|---|---|---|---|---|---|
| | [MPa] | [MPa] | [%] | Matrix | Martensit [%] |
| 15 | 685 | 1027 | 12,7 | Bainit | 35 - 45 |
| 16* | 691 | 1031 | 13,8 | Bainit | 30 - 40 |
| * nicht erfindungsgemäß | | | | | |

Tabelle 4

| Schmelze | $R_{p0,2}$ | $R_m$ | $A_{80}$ | Gefügeanteile | | |
|---|---|---|---|---|---|---|
| | [MPa] | [MPa] | [%] | Matrix | Martensit [%] | Restaustenit [%] |
| 1* | 580 | 950 | 14 | Bainit / Ferrit | 20 | - |
| 2* | 600 | 985 | 12 | Bainit | 25 | 3 |
| 3* | 630 | 970 | 14 | Bainit / Ferrit | 20 | 1 |
| 4* | 580 | 950 | 15 | Bainit / Ferrit | 25 | 5,5 |
| 5* | 600 | 1005 | 15,2 | Bainit | 25 | < 1 |
| 6* | 642 | 1012 | 12,1 | Bainit | 20 | 1 |
| 7 | 585 | 970 | 13,8 | Bainit | 20 - 25 | 5,5 |
| 8 | 855 | 1002 | 13 | Bainit | 20 | 3 |
| 9 | 801 | 1079 | 10,6 | Bainit | 20 - 25 | 2,5 |
| 10* | 634 | 970 | 13 | Bainit / Ferrit | 20 | 3,5 |
| 11* | 671 | 954 | 14,2 | Bainit | 20 | 3 |
| 12 | 678 | 1021 | 10,6 | Bainit | 30 | 1 |
| 13* | 716 | 1069 | 11,8 | Bainit | 25 - 30 | 6 |
| 14 | 681 | 1012 | 13,2 | Bainit / Ferrit | 35 | 3 |
| 15 | 706 | 1010 | 13,1 | Bainit | 30 | 1 |
| 16* | 724 | 986 | 15,6 | Bainit | 30 | 5 |
| * nicht erfindungsgemäß | | | | | | |

Tabelle 5

| Schmelze | $R_{p0,2}$ | $R_m$ | $A_{80}$ | Gefügeanteile | | |
|---|---|---|---|---|---|---|
| | [MPa] | [MPa] | [%] | Matrix | Martensit [%] | Restaustenit [%] |
| 1* | 580 | 950 | 13 | Ferrit | 20 | - |
| 2* | 590 | 980 | 13,6 | Ferrit / Bainit | 20 | 6 |
| 3* | 610 | 965 | 15,8 | Ferrit | 20 | - |
| 4* | 580 | 950 | 17,2 | Ferrit / Bainit | 25 | 3 |
| 5* | 585 | 995 | 18,4 | Ferrit | 20 | - |
| 6* | 580 | 1003 | 16,4 | Ferrit / Bainit | 20 | 4 |
| 7 | 590 | 960 | 15,9 | Ferrit / Bainit | 35 | 3 |
| 8 | 654 | 1003 | 15 | Ferrit / Bainit | 30 | 3 |

(fortgesetzt)

| Schmelze | $R_{p0,2}$ | $R_m$ | $A_{80}$ | Gefügeanteile | | |
|---|---|---|---|---|---|---|
| | [MPa] | [MPa] | [%] | Matrix | Martensit [%] | Restaustenit [%] |
| 9 | 618 | 1006 | 15,4 | Ferrit / Bainit | 30 | 8 |
| 10* | 580 | 940 | 17,1 | Ferrit / Bainit | 25 | 6 |
| 11* | 595 | 911 | 18,4 | Ferrit / Bainit | 25 | 6 |
| 12 | 641 | 1011 | 13,7 | Bainit / Ferrit | 30 | 2 |
| 13* | 698 | 1021 | 13,4 | Bainit | 35 | 6 |
| 14 | 585 | 921 | 16,7 | Ferrit / Bainit | 25 | 5 |
| 15 | 712 | 1001 | 15,4 | Bainit / Ferrit | 30 | 7 |
| 16* | 722 | 1015 | 16,3 | Bainit / Ferrit | 35 | 2 |
| * nicht erfindungsgemäß | | | | | | |

## 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 sowie eine Dehnung A80 von mindestens 10% besitzt, mit folgender Zusammensetzung (in Gew.-%):

| | | | |
|---|---|---|---|
| C: | 0,10 | - | 0,20 %, |
| Si: | 0,10 | - | 0,60 %, |
| Mn: | 1,50 | - | 2,50 %, |
| Cr: | 0,30 | - | 0,70 %, |
| Ti: | 0,02 | - | 0,08 %, |
| B: | | < | 0,0020 %, |
| Mo: | | < | 0,25 %, |
| Al: | | < | 0,10 %, |
| P: | | ≤ | 0,2 %, |
| S: | | ≤ | 0,01 %, |
| N: | | ≤ | 0,012 % |

Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen.

2. Dualphasenstahl nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, dass** seine Streckgrenze mindestens 580 MPa beträgt.

3. Dualphasenstahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein P-Gehalt < 0,1 Gew.-%, insbesondere < 0,02 Gew.-%, ist.

4. Dualphasenstahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein C-Gehalt 0,12 - 0,18 Gew.-% beträgt.

5. Dualphasenstahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein Si-Gehalt 0,20 - 0,40 Gew.-% beträgt.

6. Dualphasenstahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein Mn-Gehalt 1,50 - 2,35 Gew.-% beträgt.

7. Dualphasenstahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein Ti-Gehalt 0,030 - 0,055 Gew.-% beträgt.

8. Dualphasenstahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** bei Anwesenheit von N sein Ti-Gehalt mehr als 5,1-mal größer ist als der jeweilige N-Gehalt.

9. Dualphasenstahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein B-Gehalt 0,0005 - 0,0020 Gew.-% beträgt.

10. Dualphasenstahl nach Anspruch 9, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein B-Gehalt 0,0007 - 0,0016 Gew.-% beträgt.

11. Dualphasenstahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein Mo-Gehalt 0,05 - 0,22 Gew.-% beträgt.

12. Dualphasenstahl nach Anspruch 11, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein Mn-Gehalt < 1,7 Gew.-% ist.

13. Dualphasenstahl nach einem der Ansprüche 11 oder 12, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein Cr-Gehalt < 0,4 Gew.-% ist.

14. Dualphasenstahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein Mo-Gehalt 0,065 - 0,150 Gew.-% beträgt.

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

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

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

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

19. Flachprodukt bestehend aus einem gemäß einem der Ansprüche 1 bis 18 beschaffenen Dualphasenstahl.

20. Flachprodukt nach Anspruch 19, **dadurch gekennzeichnet, dass** es ein nur warmgewalztes Warmband ist.

21. Flachprodukt nach Anspruch 19, **dadurch gekennzeichnet, dass** es ein durch Kaltwalzen erhaltenes Kaltband ist

22. Flachprodukt nach einem der Ansprüche 19 bis 21, **dadurch gekennzeichnet, dass** es mit einem metallischen Schutzüberzug versehen ist.

23. Flachprodukt nach Anspruch 22, **dadurch gekennzeichnet, dass** der metallische Schutzüberzug durch Feuerverzinken erzeugt ist.

24. Flachprodukt nach Anspruch 22, **dadurch gekennzeichnet, dass** der metallische Schutzüberzug durch Galvannealing erzeugt ist.

25. Verfahren zum Herstellen eines Warmbands mit einer Zugfestigkeit von mindestens 950 MPa sowie einer Dehnung A 80 von mindestens 10% 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 18. beschaffenen 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 dem Warmband und
- Haspeln des Warmbands bei einer Haspeltemperatur von bis zu 570 °C.

26. Verfahren zum Herstellen eines Kaltbands mit einer Zugfestigkeit von mindestens 950 MPa sowie einer Dehnung A 80 von mindestens 10% 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 - 18 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 500 - 650 °C,
- nach dem Haspeln durchgeführtes Kaltwalzen des Warmbands,
- Glühen des Kaltbands bei einer 700 - 900 °C betragenden Glühtemperatur und
- kontrolliertes Abkühlen des geglühten Kaltbands.

**27.** Verfahren nach Anspruch 26, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Warmband mit einem Kaltwalzgrad von 40 - 70 % zu Kaltband kaltgewalzt wird.

**28.** Verfahren nach Anspruch 26 oder 27, **dadurch gekennzeichnet, dass** die kontrollierte Abkühlung im Temperaturbereich von 550 - 650 °C mit einer mindestens 10 K/s betragenden Abkühlgeschwindigkeit erfolgt.

**Claims**

**1.** Dual-phase steel, the structure of which consists to 20 - 70 % of martensite, up to 8 % of retained austenite and for the remainder of ferrite and/or bainite and which has a tensile strength of at least 950 MPa and an elongation $A_{80}$ of at least 10%, with the following composition (in % by weight):

| | | | |
|---|---|---|---|
| C: | 0.10 | - | 0.20 %, |
| Si: | 0.10 | - | 0.60 %, |
| Mn: | 1.50 | - | 2.50 %, |
| Cr: | 0.30 | - | 0.70 %, |
| Ti: | 0.02 | - | 0.08 %, |
| B: | | < | 0.0020 %, |
| Mo : | | < | 0.25 %, |
| Al : | | < | 0.10 %, |
| P : | | ≤ | 0.2 %, |
| S : | | ≤ | 0.01 %, |
| N : | | ≤ | 0.012 % |

the remainder being iron and unavoidable impurities.

**2.** Dual-phase steel according to claim 1, **characterised in that** the yield strength thereof is at least 580 MPa.

**3.** Dual-phase steel according to any one of the preceding claims, **characterised in that** the P content thereof is < 0.1 % by weight, in particular < 0.02 % by weight.

**4.** Dual-phase steel according to any one of the preceding claims, **characterised in that** the C content thereof is from 0.12 to 0.18 % by weight.

**5.** Dual-phase steel according to any one of the preceding claims, **characterised in that** the Si content thereof is from 0.20 to 0.40 % by weight.

**6.** Dual-phase steel according to any one of the preceding claims, **characterised in that** the Mn content thereof is from 1.50 to 2.35 % by weight.

**7.** Dual-phase steel according to any one of the preceding claims, **characterised in that** the Ti content thereof is from 0.030 to 0.055 % by weight.

**8.** Dual-phase steel according to any one of the preceding claims, **characterised in that** in the presence of N, the Ti

content of said dual-phase steel is more than 5.1 times greater than the respective N content.

**9.** Dual-phase steel according to any one of the preceding claims, **characterised in that** the B content thereof is from 0.0005 to 0.0020 % by weight.

**10.** Dual-phase steel according to claim 9, **characterised in that** the B content thereof is from 0.0007 to 0.0016 % by weight.

**11.** Dual-phase steel according to any one of the preceding claims, **characterised in that** the Mo content thereof is from 0.05 to 0.22 % by weight.

**12.** Dual-phase steel according to claim 11, **characterised in that** the Mn content thereof is < 1.7 % by weight.

**13.** Dual-phase steel according to either claim 11 or claim 12, **characterised in that** the Cr content thereof is < 0.4 % by weight.

**14.** Dual-phase steel according to any one of the preceding claims, **characterised in that** the Mo content thereof is from 0.065 to 0.150 % by weight.

**15.** Dual-phase steel according to any one of the preceding claims, **characterised in that** the Al content thereof is from 0.01 to 0.06 % by weight.

**16.** Dual-phase steel according to any one of the preceding claims, **characterised in that** the S content thereof is < 0.003 % by weight.

**17.** Dual-phase steel according to any one of the preceding claims, **characterised in that** the N content thereof is < 0.007 % by weight.

**18.** Dual-phase steel according to any one of the preceding claims, **characterised in that** the retained austenite content thereof is less than 7 %.

**19.** Flat product consisting of a dual-phase steel obtained according to any one of claims 1 to 18.

**20.** Flat product according to claim 19, **characterised in that** it is a hot strip which has only been hot-rolled.

**21.** Flat product according to claim 19, **characterised in that** it is a cold strip obtained by cold rolling.

**22.** Flat product according to any one of claims 19 to 21, **characterised in that** it is provided with a protective metallic coating.

**23.** Flat product according to claim 22, **characterised in that** the protective metallic coating is produced by hot-dip galvanisation.

**24.** Flat product according to claim 22, **characterised in that** the protective metallic coating is produced by galvannealing.

**25.** Process for the production of a hot strip having a tensile strength of at least 950 MPa and an elongation $A_{80}$ of at least 10% and a dual-phase structure which consists to 20 - 70 % of martensite, up to 8 % of retained austenite and for the remainder of ferrite and/or bainite, comprising the following steps:

- melting a dual-phase steel obtained according to any one of claims 1 to 18,
- casting the melt into a pre-product, such as slab or thin slab,
- reheating to or keeping the pre-product at a starting hot rolling temperature of 1100 - 1300 °C,
- hot rolling the pre-product at a final hot rolling temperature of 800 - 950 °C into the hot strip, and
- reeling the hot strip at a reeling temperature of up to 570 °C.

**26.** Process for the production of a cold strip having a tensile strength of at least 950 MPa and an elongation $A_{80}$ of at least 10 % and a dual-phase structure which consists to 20 - 70 % of martensite, up to 8 % of retained austenite

and for the remainder of ferrite and/or bainite, comprising the following steps:

- melting a dual-phase steel composed according to any one of claims 1 to 18,
- casting the melt into a pre-product, such as slab or thin slab,
- reheating to or keeping the pre-product at a starting hot rolling temperature of 1100 - 1300 °C,
- hot rolling the pre-product at a final hot rolling temperature of 800 - 950 °C into a hot strip,
- reeling the hot strip at a reeling temperature of 500 - 650 °C,
- cold-rolling the hot strip after reeling,
- annealing the cold strip at an annealing temperature of 700 - 900 °C, and
- cooling the annealed cold strip in a controlled manner.

**27.** Process according to claim 26, **characterised in that** the hot strip is cold-rolled into a cold strip with a degree of cold-rolling of from 40 to 70 %.

**28.** Process according to either claim 26 or claim 27, **characterised in that** the controlled cooling is carried out within a temperature range of from 550 to 650 °C at a cooling rate of at least 10 K/s.

**Revendications**

**1.** Acier en phase double, dont la structure est composée de 20 à 70 % en poids de martensite, de jusqu'à 8 % en poids d'austénite résiduelle et le reste consistant en ferrite et / ou en bainite, et qui possède une résistance à la traction d'au moins 950 MPa ainsi que d'un étirement $A_{80}$ d'au moins 10 %, sa composition étant la suivante (en % en poids) :

| | |
|---|---|
| C : | 0,10 - 0,20 %, |
| Si : | 0,10 - 0,60 %, |
| Mn : | 1,50 - 2,50 %, |
| Cr : | 0,30 - 0,70 %, |
| Ti : | 0,02 - 0,08 %, |
| B : | < 0,0020 %, |
| Mo : | < 0,25 %, |
| Al : | < 0,10 %, |
| P : | ≤ 0,2 %, |
| S : | ≤ 0,01 %, |
| N : | ≤ 0,012 %, |

Le reste étant du fer et des impuretés inévitables.

**2.** Acier en phase double selon la revendication 1, **caractérisé en ce que** sa limite d'étirage est d'au moins 580 MPa.

**3.** Acier en phase double selon l'une des revendications précédentes, **caractérisé en ce que** sa teneur en P est < 0,1 % en poids, en particulier < 0,02 % en poids.

**4.** Acier en phase double selon l'une des revendications précédentes, **caractérisé en ce que** sa teneur en C est de 0,12 à 0,18 % en poids.

**5.** Acier en phase double selon l'une des revendications précédentes, **caractérisé en ce que** sa teneur en Si est de 0,20 à 0,40 % en poids.

**6.** Acier en phase double selon l'une des revendications précédentes, **caractérisé en ce que** sa teneur en Mn est de 1,50 à 2,35 % en poids.

**7.** Acier en phase double selon l'une des revendications précédentes, **caractérisé en ce que** sa teneur en Ti est de 0,030 à 0,055 % en poids.

8. Acier en phase double selon l'une des revendications précédentes, **caractérisé en ce que**. lors de la présence de N, sa teneur en TI est plus de 5,1 fois plus élevée que la teneur en N respective.

9. Acier en phase double selon l'une des revendications précédentes, **caractérisé en ce que** sa teneur en B est de 0,0005 à 0,0020 % en poids.

10. Acier en phase double selon la revendication 9, **caractérisé en ce que** sa teneur en B est de 0,0007 à 0,0016 % en poids.

11. Acier en phase double selon l'une des revendications précédentes, **caractérisé en ce que** sa teneur en Mo est de 0,05 à 0,22 % en poids.

12. Acier en phase double selon la revendication 11, **caractérisé en ce que** sa teneur en Mn est < 1,7 % en poids.

13. Acier en phase double selon revendication 11 ou 12, **caractérisé en ce que** sa teneur en Cr est < 0,4 % en poids.

14. Acier en phase double selon l'une des revendications précédentes, **caractérisé en ce que** sa teneur en Mo est de 0,065 à 0,150 % en poids.

15. Acier en phase double selon l'une des revendications précédentes, **caractérisé en ce que** sa teneur en Al est de 0,01 à 0,06 % en poids.

16. Acier en phase double selon l'une des revendications précédentes, **caractérisé en ce que** sa teneur en S est < 0,003 % en poids.

17. Acier en phase double selon l'une des revendications précédentes, **caractérisé en ce que** sa teneur en N est < 0,007 % en poids.

18. Acier en phase double selon l'une des revendications précédentes, **caractérisé en ce que** sa teneur en austénite résiduelle est inférieur à 7 %.

19. Produit plat, qui consiste en un acier en phase double selon l'une des revendications 1 à 18.

20. Produit plat selon la revendication 19, **caractérisé en ce qu'**il consiste en un feuillard à chaud, seulement laminé à chaud.

21. Produit plat selon la revendication 19, **caractérisé en ce que** qu'il consiste en un feuillard à froid, obtenu par laminage à froid.

22. Produit plat selon l'une des revendications 19 à 21, **caractérisé en ce qu'**il est pourvu d'un revêtement de protection métallique.

23. Produit plat selon la revendication 22, **caractérisé en ce que** le revêtement de protection métallique est réalisé par galvanisation.

24. Produit plat selon la revendication 22, **caractérisé en ce que** le revêtement de protection métallique est réalisé par galvanisation à chaud par immersion.

25. Procédé de fabrication d'un feuillard à chaud, qui est doté d'une résistance à la traction d'au moins 950 MPa, ainsi que d'un étirement $A_{80}$ d'au moins 10 %, et d'une structure en phase double, qui est composée de 20 à 70 % de martensite, jusqu'à 8 % d'austénite résiduelle et le reste consistant en ferrite et / ou en bainite, ledit procédé comprenant les opérations suivantes :

- fusion d'un acier en phase double constitué selon l'une des revendications 1 à 18,
- coulée de l'acier en fusion pour l'obtention d'un produit semi-fini, comme brame ou une fine brame,
- réchauffement ou maintien du produit semi-fini à une température de début de laminage à chaud de 1100 à 1300 °C,
- laminage à chaud du produit semi-fini à une température finale de laminage à chaud de 800 à 950 ° C, pour

l'obtention d'un feuillard à chaud, et
- bobinage du feuillard à chaud à une température de bobinage allant jusqu'à 570 °C.

**26.** Procédé e fabrication d'un feuillard à froid, qui est doté d'une résistance à la traction d'au moins 950 MPa, ainsi que d'un étirement A80 d'au moins 10 %, et d'une structure en phase double, qui est composée de 20 à 70 % de martensite, jusqu'à 8 % d'austénite résiduelle et le reste consistant en ferrite et / ou en bainite, ledit procédé comprenant les opérations suivantes :

- fusion d'un acier en phase double constitué selon l'une des revendications 1 à 18,
- coulée de l'acier en fusion pour l'obtention d'un produit semi-fini, comme brame ou une fine brame,
- réchauffement ou maintien du produit semi-fini à une température de début de laminage à chaud de 1100 à 1300 °C,
- laminage à chaud du produit semi-fini à une température finale de laminage à chaud de 800 à 950 ° C, pour l'obtention d'un feuillard à chaud, et
- bobinage du feuillard à chaud à une température de bobinage de 500 à 650 °C.
- laminage à froid du feuillard à chaud, après exécution du bobinage,
- recuit du feuillard à froid à une température de recuit de 700 à 900 % C, et
- refroidissement contrôlé du feuillard à froid recuit.

**27.** Procédé selon la revendication 26, **caractérisé en ce que** le feuillard à chaud est laminé à froid en un feuillard à froid à un degré de laminage à froid de 40 à 70 %.

**28.** Procédé selon revendication 26 ou 27, **caractérisé en ce que** le refroidissement contrôlé, dans la plage de température de 550 à 650 °C est effectué à une vitesse de refroidissement d'au moins 10 k/s.

## 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 1431107 A1 **[0004]**
- EP 1431407 A1 **[0006]**
- EP 1200635 A1 **[0007] [0008]**
- EP 1200635 A **[0008]**
- EP 1559797 A1 **[0009]**
- EP 1808505 A1 **[0010]**
- EP 1319726 A1 **[0011]**
- EP 1548142 A1 **[0012]**
- EP 0966547 B1 **[0013]**