

(19)



(11)

EP 2 383 353 A2

(12)

EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG

(43) Veröffentlichungstag:
02.11.2011 Patentblatt 2011/44

(51) Int Cl.:
C21D 8/02 (2006.01) C21D 8/04 (2006.01)
C22C 38/04 (2006.01) C22C 38/18 (2006.01)

(21) Anmeldenummer: **11164339.1**

(22) Anmeldetag: **29.04.2011**

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

- **Heller, Dr., Thomas**
47229, Duisburg (DE)
- **Höckling, Christian**
47058, Duisburg (DE)
- **Hofmann, Dr.-Ing., Harald**
44357, Dortmund (DE)
- **Schirmer, Dipl.-Ing., Matthias**
40235, Düsseldorf (DE)
- **Bülters, Oliver**
48607 Ochtrup (DE)
- **Rieger, Thomas**
52072, Aachen (DE)

(30) Priorität: **30.04.2010 DE 102010019114**

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

- (72) Erfinder:
- **Becker, Dr.-Ing., Jens-Ulrik**
47058, Duisburg (DE)
 - **Bian, Dr.-Ing., Jian**
50827 Köln (DE)
 - **Hammer, Dr., Brigitte**
46562, Voerde (DE)

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

(54) **Höherfester, Mn-haltiger Stahl, Stahl Flachprodukt aus einem solchen Stahl und Verfahren zu dessen Herstellung**

(57) Die vorliegende Erfindung betrifft einen Stahl mit einer mindestens 4 % betragenden Bruchdehnung A80 und einer 900 - 1500 MPa betragenden Zugfestigkeit Rm, der sich durch eine kostengünstige Herstellbarkeit auszeichnet und gleichzeitig hohe Bruchdehnungswerte und damit einhergehend eine deutlich verbesserte Umformbarkeit besitzt. Zu diesem Zweck enthält der Stahl erfindungsgemäß neben Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen (in Gew.-%) C: bis zu 0,5 %, Mn: 4 - 12,0 %, Si: bis zu 1,0 %, Al: bis zu 3,0 %, Cr: 0,1 - 4,0 %, Cu: bis zu 2,0 %, Ni: bis zu 2,0 %, N: bis zu 0,05 %, P: bis zu

0,05 %, S: bis zu 0,01 % besteht, sowie optional ein Element oder mehrere Elemente aus der Gruppe "V, Nb, Ti" enthält, wobei die Summe der Gehalte an diesen Elementen höchstens gleich 0,5 % ist. Ebenso betrifft die Erfindung ein Stahl Flachprodukt, das aus einem solchen Stahl hergestellt ist und dabei ein Gefüge aufweist, das zu 30 - 100 % aus Martensit, aus angelassenem Martensit oder Bainit und als Rest aus Austenit besteht. Schließlich betrifft die Erfindung ein Verfahren zur Herstellung eines so beschaffenen Stahl Flachprodukts.

EP 2 383 353 A2

Beschreibung

[0001] Für den modernen Fahrzeugbau werden in zunehmendem Maße höherfeste Stähle wie Dualphasen (DP)-Stähle, Complexphasen (CP)-Stähle, TRIP-Stähle oder Martensitstähle (MS)-Stähle eingesetzt.

[0002] Durch die hohe Festigkeit dieser Stähle erhöht sich die Fahrsicherheit. Zugleich können immer leichtere Autokarosserien gestaltet werden, die aufgrund ihres verminderten Gewichts und der damit einhergehenden Einsparung an benötigter Antriebsenergie besonders umweltfreundlich sind.

[0003] Ein Problem bei der Entwicklung hochfester Stähle besteht darin, dass sich ihre Umformeigenschaften (Bruchdehnung) üblicherweise mit steigender Festigkeit immer mehr verschlechtert. Ein Beispiel für diesen Effekt ist ein hochfester Dualphasen-Stahl, der bei einer Festigkeit von 1000 MPa nur noch eine Bruchdehnung A80 von ca. 12 % erwarten lässt. Die vergleichbar geringe Bruchdehnung kann dazu führen, dass der Werkstoff bei der Bauteilumformung versagt.

[0004] Die Entwicklung von hochmanganhaltigen Stählen, d.h. Stählen mit Mn-Gehalten von mehr als 15 Gew.-%, zielte deshalb darauf ab, eine hohe Festigkeit mit hervorragender Umformbarkeit zu kombinieren. Bei einer Festigkeit von 1000 MPa bietet dieses Werkstoffkonzept eine Bruchdehnung A80 von 50 %. Jedoch sind diese Werkstoffkonzepte aufgrund des hohen Mangan-gehalts und den vergleichbar aufwändigen Erzeugungsprozessen sehr kostenintensiv.

[0005] Aus der WO 2007/000156 A1 sind Beispiele für hochfeste austenitisch-martensitische Leichtbaustähle bekannt, die mit Chrom, Silizium, Nickel, Mangan und Aluminium legiert sind und eine Zugfestigkeit von > 800 - 1200 MPa bei einer Bruchdehnung > 25 % aufweisen. Bei Mn-Gehalten von (in Gew.-%) > 2,5 und < 30 %, Cr-Gehalten von > 0,5 und < 18 %, einem Si-Gehalt von > 1 % und < 4 % und einem Al-Gehalt von > 0,05 und < 4 % sollen ein Chrom- und ein Nickel-Äquivalent in Abhängigkeit von den jeweiligen Gehalten an Cr, Mo, Si, W, Mn, N, Co, Cu und Al jeweils so eingestellt werden, dass für die beiden Äquivalente angegebene Grenzwertpaare eingehalten werden. Konkret weisen die Beispiele, die diesen Anforderungen gerecht werden, jeweils hohe Si-Gehalte in Kombination mit jeweils hohen Ni-Gehalten und variierten Cr-Gehalten auf.

[0006] Ein Verfahren zum Erzeugen von Warmbändern aus einem umformbaren, insbesondere gut kalt tiefziehfähigen Leichtbaustahl, der eine hohe Zugfestigkeit und TRIP-und/oder TWIP-Eigenschaften besitzen soll, ist aus der WO 2005/061152 A1 bekannt. Gemäß diesem Verfahren wird eine Stahlschmelze in einer horizontalen Bandgießanlage endabmessungsnah sowie strömungsberuhigt und biegefrei zu einem Vorband im Bereich zwischen 6 und 15 mm vergossen und anschließend einer Weiterbehandlung zugeführt. Konkret wird dazu ein Horizontal-Bandgießverfahren eingesetzt. Der dazu verwendete Stahl enthält neben Eisen und unvermeidbaren

Verunreinigungen (in Gew.-%) C: 0,04 - 1,0 %, Al: 0,05 - < 4,0 %, Si: 0,05 - 6,0 %, Mn 9,0 - 30,0 % sowie optional Cr: bis 6,5 %, wobei Cr-Gehalte von 0,2 - 0,3 % als bevorzugt angegeben sind, Nb und V in Gehalten von in Summe bis zu 0,06 % und Ti und Zr in Gehalten von in Summe bis zu 0,7 % vorhanden sein können. Die Wirkung von Chrom wird dabei darin gesehen, dass es den ε-Martensit stabilisiert und die Korrosionsbeständigkeit verbessert. Zu diesem Zweck werden höhere Cr-Gehalte bei Mn-Gehalten von 9 - 18 % empfohlen, während bei Mn-Gehalten von über 18 % niedrigere Cr-Gehalte für ausreichend gehalten werden. An keiner Stelle der WO 2005/061152 A1 wird allerdings angegeben, wie dieses Verhältnis konkret eingestellt werden soll.

[0007] Eine weitere Möglichkeit höchstfeste Bauteile darzustellen, ist das Warmpresshärten konventioneller Warmumformstähle. Nach dem Press-Hardening - nach vorheriger Vollaustenitisierung - weisen diese Stähle ein martensitisches Gefüge auf, das allerdings ein relativ geringes Restverformungsvermögen besitzt.

[0008] Vor dem Hintergrund des voranstehend erläuterten Standes der Technik bestand die Aufgabe der Erfindung darin, einen Stahl zu schaffen, der sich kostengünstiger herstellen lässt als die bekannten hochmanganhaltigen Stähle und gleichzeitig hohe Bruchdehnungswerte und damit einhergehend eine deutlich verbesserte Umformbarkeit besitzt. Darüber hinaus sollten ein Stahl-flachprodukt mit guter Festigkeit und guter Verformbarkeit sowie ein Verfahren zu dessen Herstellung angegeben werden.

[0009] In Bezug auf den Stahl ist diese Aufgabe erfindungsgemäß durch den in Anspruch 1 angegebenen Stahl gelöst worden.

[0010] Die in Bezug auf das Stahl-flachprodukt oben genannte Aufgabe ist erfindungsgemäß durch das in Anspruch 18 angegebene Stahl-flachprodukt gelöst worden.

[0011] Schließlich besteht die Lösung der in Bezug auf das Verfahren oben angegebenen Aufgabe darin, dass zur Herstellung eines Stahl-flachprodukts die in Anspruch 19 als notwendig angegebenen Arbeitsschritte absolviert werden, wobei zu diesen Arbeitsschritten die in Anspruch 19 als optional genannten Schritte hinzukommen können.

[0012] Vorteilhafte Ausgestaltungen der Erfindung sind in den abhängigen Ansprüchen angegeben und werden nachfolgend wie der allgemeine Erfindungsgedanke im Einzelnen erläutert.

[0013] Die Erfindung schlägt ein Werkstoffkonzept vor, gemäß dem ein Stahl, der neben Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen aus (in Gew.-%)

C: bis zu 0,5 %,
Mn: 4 - 12,0 %,
Si: bis zu 1,0 0 %,
Al: bis zu 3,0 %,
Cr: 0,1 - 4,0 %,
Cu: bis zu 2,0 %,
Ni: bis zu 2,0 %,

N: bis zu 0,05 %,
 P: bis zu 0,05 %,
 S: bis zu 0,01 % besteht und optional ein Element oder mehrere Elemente aus der Gruppe "V, Nb, Ti" enthält, wobei die Summe der Gehalte an diesen Elementen höchstens gleich 0,5 % ist.

[0014] Das Gefüge eines aus einem solchen erfindungsgemäßen Stahl erzeugten Stahlflachprodukts besteht typischerweise zu 30 - 100 % aus Härtungsgefüge (Martensit, angelassener Martensit oder Bainit), während der Rest des Gefüges austenitisch ist.

[0015] Im Vergleich zu den bekannten hochmanganhaltigen Stählen lässt sich ein erfindungsgemäßer Stahl aufgrund seiner in einem mittleren Gehaltsbereich liegenden Mn-Gehalten zu deutlich verminderten Legierungs- und Erzeugungskosten sowohl bei der Erzeugung über Strangguss als auch bei der Erzeugung über ein Bandgussverfahren herstellen.

[0016] Kohlenstoff bestimmt bei einem erfindungsgemäßen Stahl zum einen die Festigkeit von Martensit und zum anderen die Menge und die Stabilität des Restaustenits. Bei zu hohen Kohlenstoffgehalten wird die Schweißbarkeit und Zähigkeit des Stahls, z. B. durch Bildung von Cr-Karbiden, negativ beeinflusst. Idealerweise liegt daher der Kohlenstoffgehalt von Mn-Stählen der erfindungsgemäßen Art unter 0,5 Gew.-%, wobei sich optimale Eigenschaften ergeben, wenn der C-Gehalt auf weniger als 0,2 Gew.-%, insbesondere weniger als 0,1 Gew.-%, beschränkt ist. Bei zu geringem Kohlenstoffgehalt wird jedoch die Menge und Stabilität des verbleibenden Restaustenits beeinträchtigt. Deshalb beträgt der C-Gehalt eines erfindungsgemäßen Stahls bevorzugt mindestens 0,02 Gew.-%, insbesondere mindestens 0,03 Gew.-%, beispielsweise mindestens 0,05 Gew.-%.

[0017] Mangan ist ein Austenitbildner. Es verzögert die Umwandlung von Ferrit, Perlit und Bainit und stabilisiert damit Austenit bis zur Martensitstarttemperatur. Mangan fördert dabei die Ausbildung von kubisch oder hexagonal verzerrtem Martensit (α - oder ε -Martensit). Diese Mangan-Martensite zeichnen sich durch hohe Festigkeiten und einer gegenüber C-induziertem, kubisch verzerrtem α -Martensit wesentlich höheren Zähigkeit aus. Bei zu geringem Mangangehalt entsteht bei der Abkühlung Bainit, was eine niedrigere Festigkeit und Bruchdehnung mit sich bringt. Bei zu hohem Mangangehalt besteht dagegen die Gefahr, dass der gesamte Austenit bis Raumtemperatur stabil bleibt. Der erfindungsgemäß vorgegebene Mangangehalt von 4 - 12 % ermöglicht dagegen die Einstellung einer Martensitmatrix mit einem Restaustenitanteil im Gefüge. Besonders sicher tritt dieser Effekt ein, wenn der Mn-Gehalt mindestens 5 Gew.-%, insbesondere mindestens 6 Gew.-% oder sogar mindestens 7 Gew.-% beträgt, wobei eine Optimierung der positiven Einflüsse von Mangan in einem erfindungsgemäßen Stahl dadurch erzielt werden kann, dass die Obergrenze des Mn-Gehalts auf 10 Gew.-%, insbesondere auf weniger 9 Gew.-%, beispielsweise auf bis zu 8,5 Gew.-%,

beschränkt wird.

[0018] Aluminium und Silizium sind starke Ferritbildner. Beide Elemente wirken dem Einfluss der Austenitbildner C und Mn entgegen. Die wesentliche Aufgabe der Elemente Si und Al besteht in einem erfindungsgemäßen Stahl darin, die Karbidausscheidung in der Martensitmatrix zu unterdrücken und damit die Stabilität des Restaustenits zu fördern. Gleichzeitig führen Si und Al zu einer Mischkristallhärtung und reduzieren das spezifische Gewicht des Stahls. Bei zu geringem Si- und Al-Gehalt kann die Karbidausscheidung jedoch möglicherweise nicht effektiv unterdrückt werden. Bei zu hohen Gehalten an Si und Al wird dagegen die Verarbeitung sowohl bei einer Erzeugung über ein Strangguss- als auch bei einer Erzeugung über ein Bandgussverfahren erschwert.

[0019] Deshalb sieht die Erfindung vor, den Si-Gehalt auf max. 1 Gew.-% zu beschränken, wobei die positiven Effekte der Anwesenheit von Si dann bereits effektiv genutzt werden können, wenn der Si-Gehalt des erfindungsgemäßen Stahls mindestens 0,05 Gew.-%, insbesondere 0,1 Gew.-%, beträgt. Die negativen Einflüsse von Si können dadurch besonders sicher ausgeschlossen werden, dass der Si-Gehalt auf 0,7 Gew.-%, insbesondere 0,5 Gew.-%, beschränkt wird.

[0020] Um die vorteilhafte Wirkung von Al sicher nutzen zu können, kann der Al-Gehalt auf mindestens 0,01 Gew.-%, insbesondere 0,02 Gew.-%, festgelegt werden, während negative Einflüsse von Al besonders sicher dann auszuschließen sind, wenn der Al-Gehalt eines erfindungsgemäßen Stahls auf 2 Gew.-%, insbesondere 1 Gew.-%, beschränkt wird.

[0021] Durch die Anwesenheit von Kupfer, Chrom und Nickel wird grundsätzlich der Widerstand eines erfindungsgemäßen Stahls gegen verschiedene Korrosionsmechanismen verbessert. Die positive Wirkung von Cu und Ni lässt sich dabei dadurch besonders sicher nutzen, dass diese Elemente mit in Summe mindestens > 0 Gew.-%, insbesondere 0,1 Gew.-%, betragenden Gehalten dem erfindungsgemäßen Stahl zugegeben werden. Dagegen werden negative Auswirkungen der Anwesenheit von Cu und / oder Ni in erfindungsgemäßen Stählen dadurch vermieden, dass der Gehalt an Cu und Ni jeweils max. 1 Gew.-% beträgt bzw. der Gehalt an Cu und Ni in Summe auf maximal 2 Gew.-%, insbesondere 1 Gew.-%, beschränkt ist.

[0022] Durch die Anwesenheit von Cr wird in einem erfindungsgemäßen Stahl die Gefahr der Entstehung von Spannungsrisskorrosion gezielt vermindert. Zudem trägt Cr zur Festigkeitssteigerung bei. Ab einem Gehalt von 0,1 Gew.-% Cr sind diese positiven Effekte zu beobachten, wobei die positive Wirkung von Cr dann besonders sicher eintritt, wenn der Cr-Gehalt des erfindungsgemäßen Stahls mindestens 0,5 Gew.-%, insbesondere mindestens 1 Gew.-%, beträgt. Der Cr-Gehalt eines erfindungsgemäßen Stahls ist auf max. 4 Gew.-% beschränkt, weil bei höheren Gehalten Cr-Karbide entstehen können, die die Duktilität des Stahls negativ be-

einflussen können. Solche negativen Effekte können dadurch besonders sicher ausgeschlossen werden, dass der Cr-Gehalt auf max. 2 Gew.-% beschränkt wird. Optimal wirkt sich die Anwesenheit von Cr in einem erfindungsgemäßen Stahl aus, wenn der Cr-Gehalt 1 - 2 Gew.-% beträgt.

[0023] Ti, Nb und V, die in Gehalten von in Summe bis zu 0,5 Gew.-% in einem erfindungsgemäßen Stahl vorhanden sein können, tragen zur Kornfeinung und Festigkeitssteigerung bei. In Summe oberhalb von 0,5 Gew.-% liegende Gehalte an Ti, Nb und V führen zu keiner Steigerung dieses Effekts. Besonders zielsicher und ressourcenschonend lässt sich die festigkeitssteigernde Wirkung von Ti, Nb und V dann nutzen, wenn die Summe der Gehalte an diesen Mikrolegierungselementen bei einem erfindungsgemäßen Stahl auf 0,3 Gew.-%, insbesondere 0,2 Gew.-%, beschränkt ist.

[0024] Die positive Wirkung der hier genannten

[0025] Mikrolegierungselemente stellt sich dabei bereits dann ein, wenn die Summe ihrer Gehalte mindestens 0,025 Gew.-% beträgt. Im Falle der Anwesenheit von Ti wird dessen Gehalt vorteilhafterweise auf max. 0,15 Gew.-% beschränkt, um grobe Ti-Ausscheidungen zu verhindern. Durch die Zugabe von Stickstoff in Gehalten von bis zu 0,05 Gew.-%, insbesondere 0,03 Gew.-%, kann das austenitische Gefüge zusätzlich stabilisiert werden. Dieser Effekt tritt bereits dann ein, wenn der N-Gehalt eines erfindungsgemäßen Stahls mindestens 0,002 Gew.-%, insbesondere mindestens 0,0025 Gew.-%, beträgt, wobei sich ein optimaler Einfluss ergibt, wenn der N-Gehalt auf max. 0,025 Gew.-% beschränkt ist.

[0026] Die P-Gehalte eines erfindungsgemäßen Stahls sind auf maximal 0,05 Gew.-%, bevorzugt 0,03 Gew.-%, beschränkt, um negative Einflüsse dieses Elements sicher auszuschließen.

[0027] Aus demselben Grund ist der S-Gehalt eines

[0028] erfindungsgemäßen Stahls auf max. 0,01 Gew.-%, insbesondere 0,005 Gew.-%, beschränkt.

[0029] Grundsätzlich gilt, dass das erfindungsgemäße Legierungskonzept so abgestimmt ist, dass die Entstehung von Härtungsgefüge mit oder ohne Restaustenit im Warmband ermöglicht wird. Das heißt:

Die Martensitstarttemperatur M_s eines im Rahmen der Erfindung legierten Stahls liegt oberhalb und die Martensitfinishtemperatur M_f eines erfindungsgemäß zusammengesetzten Stahls liegt unterhalb der Raumtemperatur.

[0030] Das erfindungsgemäße Legierungskonzept ermöglicht die Einstellung eines Härtungsgefüges mit bis zu 70 % Austenit. Je nach Legierungslage können folgende Phasen auftreten:

- Stabiler Austenit,
- Metastabiler Austenit mit Fähigkeit zur spannungsinduzierten Martensitbildung (TRIP-Effekt),

- C- und/oder Mn- verzerrter kubischer α -Martensit,
- Hexagonal verzerrter ϵ -Martensit,
- Bainit.

[0031] Das erfindungsgemäße Verfahren zur Herstellung eines Stahlflachprodukts, umfasst folgende Arbeitsschritte:

- Erschmelzen einer erfindungsgemäß zusammengesetzten Stahlschmelze,
- Erzeugen eines Ausgangsprodukts für ein anschließendes Warmwalzen, indem die Stahlschmelze zu einem Strang, von dem mindestens eine Bramme oder Dünnbramme als Ausgangsprodukt für das Warmwalzen abgeteilt wird, oder über Zwei-Rollen-Bandguss zu einem gegossenen Band vergossen wird, das als Ausgangsprodukt dem Warmwalzen zugeführt wird,
- Wärmebehandeln des Ausgangsprodukts, um das Ausgangsprodukt auf eine Warmwalzstarttemperatur von 1150 - 1000 °C zu bringen,
- Warmwalzen des Ausgangsprodukts zu einem Warmband mit einer Dicke von höchstens 2,5 mm, wobei das Warmwalzen bei einer 1050 - 800 °C betragenden Warmwalzendtemperatur beendet wird,
- Haspeln des Warmbands zu einem Coil bei einer Haspeltemperatur ≤ 700 °C,
- wobei sich an das Haspeln jeweils optional die folgenden Arbeitsschritte anschließen können:
 - Glühen des Warmbands bei einer 250 - 950 °C betragenden Warmbandglühtemperatur,
 - Kaltwalzen des geglühten Warmbands in einem Schritt oder in mehreren Schritten zu einem Kaltband mit einer Dicke von höchstens 60 % der Dicke des Warmbands,
 - Glühen des Kaltbands bei einer 450 - 950 °C betragenden Kaltbandglühtemperatur,
 - Beschichten der Oberfläche des Warmbands oder des Kaltbands mit einem metallischen Korrosionsschutzüberzug,
 - Beschichten der Oberfläche des Warmbands oder des Kaltbands mit einem organischen Überzug.

[0032] Die Möglichkeiten der Erzeugung von Warm- oder Kaltbändern, die aus erfindungsgemäßem Mn-

Stahl bestehen, sind in dem beigefügten Diagramm zusammengefasst. Im Einzelnen umfassen sie folgende Bearbeitungsschritte:

Warmbänderzeugung

[0033] Gegenüber Hoch-Mn-Stählen ist die Vergießbarkeit erfindungsgemäßer Mn-Stähle in Folge der Absenkung des Mn-Gehaltes verbessert.

[0034] Eine erste Möglichkeit der Warmbänderzeugung besteht im konventionellen Strangguss. Dabei erweist sich ein erfindungsgemäßer Stahl als besonders vorteilhaft, weil er eine geringere Warmbanddicke von weniger als < 2,5 mm erlaubt. Dies ist darin begründet, dass sein Umformwiderstand in Folge der Absenkung des Mn-Gehaltes gegenüber konventionellen hochmanganhaltigen Stählen deutlich reduziert ist.

[0035] Es ist ebenfalls möglich, Mn-Stähle durch Bandgießen herzustellen. Beim Bandgießen sind Warmbanddicken von weniger als 2,0 mm realisierbar.

Warmbandglühung

[0036] Durch die Glühung des Warmbandes werden die höheren Austenitanteile eingestellt. Danach verringert sich die Festigkeit, und die Bruchdehnung nimmt deutlich zu. Nach der Warmbandglühung wird bis zu 70 % Austenit je nach Analysenkonzept eingestellt, der für die Verbesserung der Bruchdehnung hauptverantwortlich ist. Da eine Martensitmatrix im ungeglühten Warmband vorliegt, ist es schwierig, es direkt zu Kaltband zu prozessieren. Somit kann eine Warmbandglühung auch dem Zweck dienen, das Warmband für das Kaltwalzen zu entfestigen. Für die Warmbandglühung kommt sowohl eine Haubenglühung als auch eine Durchlaufglühung in Frage.

Kaltwalzen und Glühen

[0037] Durch Kaltwalzen des geglühten oder des ungeglühten Warmbandes (dann mit optimierter Haspeltemperatur) wird die Banddicke weiter reduziert und die Bandplanheit verbessert. Die nachfolgende Glühung beseitigt die Kaltverfestigung für die Bauteilherstellung und führt zur optimalen Gefügeeinstellung mit erhöhtem Austenitanteil.

Oberflächenveredelung

[0038] Sowohl das geglühte Warmband als auch das geglühte Kaltband können entweder elektrolytisch oder durch Feuerverzinkung (im Anschluss an die Kaltbandglühung) oder durch sonstige Bandbeschichtung veredelt werden. Es ist ebenfalls möglich, das jeweils erhaltene Stahlband mit einer organischen Beschichtung zu versehen.

Warmformung

[0039] Das angestrebte Gefüge eines erfindungsgemäßen Stahls mit typischerweise 30 - 100 % Härtinggefüge (Martensit, angelassener Martensit oder Bainit) und als Rest Austenit kann dadurch erreicht werden, dass der Stahl warmgeformt und abgeschreckt wird.

[0040] Auf Grundlage der erfindungsgemäßen Stähle ist es demnach möglich, durch Warmumformung mit anschließender Härtung höchstfeste Bauteile zu erzeugen, deren Restverformungsvermögen aufgrund der Bildung harter, aber vergleichsweise zäher Phasen gegenüber konventionellen hochfesten Stählen signifikant verbessert ist.

Ausführungsbeispiele

Beispiel 1

[0041] Eine Stahlschmelze, die neben Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen (in Gew.-%) 0,1 % C, 10 % Mn, 0,4 % Si, 0,008 % N, 1,6 % Al und 2 % Cr enthielt, ist im Strangguss vergossen und bei einer Warmwalzendtemperatur ET von 900°C zu einem Warmband warmgewalzt worden, das anschließend bei einer Haspeltemperatur HT von 650 °C gehaspelt worden ist. Das so erhaltene Warmband wies eine Zugfestigkeit Rm von 1400 MPa und eine Bruchdehnung A80 von 7 % auf. Der Restaustenitanteil seines Gefüges betrug 14 %.

Beispiel 2

[0042] Eine Stahlschmelze, die neben Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen (in Gew.-%) 0,1 % C, 10 % Mn, 0,4 % Si, 0,008 % N, 1,6 % Al und 1,6 % Cr enthielt, ist in einer Bandgießmaschine zu einem gegossenen Band vergossen und bei einer Warmwalzendtemperatur ET von 900 °C zu einem Warmband warmgewalzt worden, welches anschließend bei einer Haspeltemperatur HT von 650 °C gehaspelt worden ist. Anschließend ist eine Haubenglühung durchgeführt worden. Das so erhaltene Band wies eine Zugfestigkeit Rm von 990 MPa und eine Bruchdehnung A50 von 27,5 % auf. Der Restaustenit des erhaltenen Warmbands betrug nach dem Glühen 60 %.

Beispiel 3

[0043] Eine Stahlschmelze, die neben Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen (in Gew.-%) 0,1 % C, 7 % Mn, 0,13 % Si, 0,03 % Al, 0,6 % Cr, 0,2 % Ni, 0,12 % Cu, 0,017 % N und 0,07 % V enthielt, ist in einer Bandgießmaschine zu einem gegossenen Band vergossen worden. Das erhaltene Band wies eine Zugfestigkeit Rm von 1300 MPa und eine Bruchdehnung A50 von 10 % auf.

Beispiel 4

[0044] Ein Warmband, das neben Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen aus (in Gew.-%) 0,1 % C, 7 % Mn, 0,13 % Si, 0,02 % Al, 1,5 % Cr, 0,18 % Ni, 0,13 % Cu, 0,02 % N und 0,079 % V bestand, ist einer Haubenglühung bei einer Glüh­temperatur von 650 °C über eine Glühzeit von 40 h unterzogen worden. Das geglühte Warmband wies eine Zugfestigkeit R_m von 1030 MPa und eine Bruchdehnung A₅₀ von 23 % auf. Der Austenit-Anteil seines Gefüges betrug 30 %.

Beispiel 5

[0045] Ein Warmband, das neben Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen (in Gew.-%) 0,1 % C, 7 % Mn, 0,13 % Si, 0,02 % Al, 0,6 % Cr, 0,18 % Ni, 0,13 % Cu, 0,02 % N und 0,079 % V enthielt, ist mit einer Gesamtverformung von 50 % kaltgewalzt und anschließend bei einer 680 °C betragenden Glüh­temperatur im Durchlauf geglüht worden. Die Zugfestigkeit R_m des erhaltenen Kaltbands betrug 1120 MPa bei einer Bruchdehnung A₅₀ von 21 %. Der Austenit-Anteil des Gefüges betrug 30 %.

Beispiel 6

[0046] Eine Stahlschmelze, die neben Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen (in Gew.-%) 0,11 % C, 5 % Mn, 0,39 % Si, 0,008 % N und 1,5 % Al sowie 0,6 % Cr enthielt, ist im Strangguss vergossen und bei einer Warmwalzendtemperatur ET von 900 °C zu einem Warmband warmgewalzt worden, das anschließend bei einer Haspeltemperatur HT von 650 °C gehaspelt worden ist. Das so erhaltene Warmband wies eine Zugfestigkeit R_m von 1345 MPa und eine Bruchdehnung A₈₀ von 5 % auf. Der Restaustenit-Anteil seines Gefüges betrug 5,5 %.

Beispiel 7

[0047] Das gemäß Beispiel 6 erhaltene Warmband ist über eine Glühzeit von 10 min. einer Warmbandglühung bei 300 °C unterzogen worden. Das geglühte Warmband wies eine Zugfestigkeit R_m von 1100 MPa bei einer Bruchdehnung A₈₀ von 8 % auf.

Beispiel 8

[0048] Ein entsprechend Beispiel 2 zusammengesetztes Warmband ist über eine Glühzeit von 10 min. einer Warmbandglühung bei 300 °C unterzogen worden. Das geglühte Warmband wies eine Zugfestigkeit R_m von 1300 MPa bei einer Bruchdehnung A₈₀ von 8 % auf.

Beispiel 9

[0049] Aus einer Stahlschmelze, die neben Eisen und

unvermeidbaren Verunreinigungen (in Gew.-%) 0,12 % C, 7 % Mn, 0,11 % Si, 1,6 % Al, 0,3 % Ni, 0,1 % Cu, 0,007 % N und 0,01 % V und 0,5 % Cr enthielt, ist zu einem gegossenen Band vergossen worden. Das gegossene Band wies eine Zugfestigkeit R_m von 1380 MPa bei einer Bruchdehnung A₅₀ von 6 % auf. Der Anteil des Restaustenits am Gefüge des erhaltenen gegossenen Bands betrug 2 %. Nach einer Haubenglühung betrug seine Zugfestigkeit R_m 1050 MPa und seine Bruchdehnung A₅₀ 22 %. Der Anteil des Restaustenits am Gefüge des Bands betrug nach dem Glühen 35 %.

Beispiel 10

[0050] Ein Warmband, das neben Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen aus (in Gew.-%) 0,1 % C, 7 % Mn, 0,20 % Si, 0,01 % N und 2,6 % Cr bestand, ist über drei Minuten einer Glühung bei 920 °C unterzogen, anschließend innerhalb von 7 s in ein Abschreckbecken überführt und dort in Wasser abgeschreckt worden. Alternativ wäre auch mit demselben Ergebnis eine Abschreckung in Öl möglich gewesen. Nach dem Abschrecken betrug seine Zugfestigkeit R_m 1450 MPa bei einer Bruchdehnung A₈₀ von 11 %. Das Produkt R_mx A₈₀ betrug demnach ca. 16.000 MPa x %. Das Gefüge des auf diese Weise erhaltenen Warmbands bestand aus kubisch verzerrtem α-Martensit und geringen Volumenanteilen von jeweils ca. 5 % an Austenit und hexagonal verzerrtem ε-Martensitanteilen.

Beispiel 11

[0051] Aus einer Stahlschmelze, die neben Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen (in Gew.-%) 0,1 % C, 6 % Mn, 0,13 % Si, 0,03 % Al, 1,2 % Cr, 0,2 % Ni, 0,10 % Cu, 0,017 % N und 0,04 % V enthielt, ist zu einem gegossenen Band vergossen und anschließend einer Haubenglühung unterzogen worden. Das gegossene Band wies nach dem Glühen eine Zugfestigkeit R_m von 1000 MPa bei einer Bruchdehnung A₅₀ von 22 % auf.

Beispiel 12

[0052] Ein Warmband, das neben Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen (in Gew.-%) 0,1 % C, 7 % Mn, 0,13 % Si, 0,02 % Al, 1,5 % Cr, 0,18 % Ni, 0,13 % Cu, 0,002 % N und 0,08 % V enthielt, ist zu einem Kaltband kaltgewalzt und anschließend feuerverzinkt worden. Das verzinkte Kaltband wies eine Zugfestigkeit R_m von 1300 MPa bei einer Bruchdehnung A₅₀ von 15 % auf. Der Anteil des Restaustenits am Gefüge des erhaltenen gegossenen Bands betrug 20 %.

Beispiel 13

[0053] Ein Warmband, das neben Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen (in Gew.-%) 0,08 % C, 8 % Mn, 0,15 % Si, 0,02 % Al, 1 % Cr, 0,2 % Ni, 0,15 %

Cu, 0,015 % N und 0,06 % V enthielt, ist zu einem Kaltband kaltgewalzt und anschließend einer Haubenglühlung bei einer Glüh­temperatur von 550 °C unterzogen worden. Nach der Haubenglühlung betrug seine Zugfestigkeit R_m 1080 MPa und seine Bruchdehnung A₅₀ 25 %. Der Anteil des Restaustenits am Gefüge des gegossenen Bands lag nach dem Glühen bei 30 %.

Beispiel 14

[0054] Ein Stahlblech, das neben Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen (in Gew.-%) 0,05 % C, 0,06 % Si, 1,1 % Cr, 0,01 % N und 10 % Mn enthielt, ist innerhalb von drei Minuten auf 920 °C erwärmt worden. Anschließend ist das Blech innerhalb von 7 s in jeweils ein Abschreckbecken transferiert worden, in dem es in Öl- oder Wasser abgeschreckt worden ist. Der in Öl abgeschreckte Stahl wies eine Zugfestigkeit R_m von 1390 MPa bei einer Bruchdehnung A₈₀ von 12 % auf. Das Produkt R_m*A betrug dementsprechend 16680 MPa%. Der in Wasser abgeschreckte Stahl wies eine Zugfestigkeit R_m von 1350 MPa bei einer Bruchdehnung A₈₀ von 12 % auf. Das Produkt R_m*A betrug für den wasserabgeschreckten Stahl dementsprechend 16200 MPa%. Nach der Öl- oder Wasserabschreckung bestand die Mikrostruktur des Stahls aus kubisch verzerrtem α-Martensit und geringen Volumengehalten aus zähem Austenit (ca. 4 %) sowie hexagonal verzerrten ε-Martensit (ca. 6 %).

Beispiel 15

[0055] Ein Stahlblech, das neben Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen (in Gew.-%) 0,05 % C, 10 % Mn, 0,06 % Si, 0,009 % N, 1,1 % Cr und 1 % Ni enthielt, ist innerhalb von drei Minuten auf 920 °C erwärmt worden. Anschließend ist das Blech innerhalb von 7 s in jeweils ein Abschreckbecken transferiert worden, in dem es in Öl- oder Wasser abgeschreckt worden ist. Der in Öl abgeschreckte Stahl wies eine Zugfestigkeit R_m von 1315 MPa bei einer Bruchdehnung A₈₀ von 12,1 % auf. Das Produkt R_m*A betrug dementsprechend 15910 MPa%. Der in Wasser abgeschreckte Stahl wies eine Zugfestigkeit R_m von 1285 MPa bei einer Bruchdehnung A₈₀ von 12,3 %. Für den wasserabgeschreckten Stahl betrug das Produkt R_m*A demnach 15810 MPa%. Nach Öl- oder Wasserabschreckung bestand die Mikrostruktur des Stahls aus kubisch verzerrtem α-Martensit und geringen Volumengehalten aus zähem Austenit (ca. 7 %) sowie hexagonal verzerrten ε-Martensit (ca. 5 %).

Beispiel 16

[0056] Ein Stahlblech, das neben Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen (in Gew.-%) 0,1 % C, 10 % Mn, 0,06 % Si, 0,009 % N, 1,1 % Cr und 1,5 % Al enthielt, ist innerhalb von drei Minuten auf 920 °C erwärmt worden. Anschließend ist das Blech innerhalb von

7 s in jeweils ein Abschreckbecken transferiert worden, in dem es in Öl- oder Wasser abgeschreckt worden ist. Der in Öl abgeschreckte Stahl wies eine Zugfestigkeit R_m von 1350 MPa bei einer Bruchdehnung A₈₀ von 10,8 % auf. Das Produkt R_m*A betrug dementsprechend 14580 MPa%. Der in Wasser abgeschreckte Stahl wies eine Zugfestigkeit R_m von 1350 MPa bei einer Bruchdehnung A₈₀ von 10,6 %. Für den wasserabgeschreckten Stahl betrug das Produkt R_m*A demnach 14310 MPa%. Nach der Öl- oder Wasserabschreckung bestand die Mikrostruktur des Stahls aus kubisch verzerrtem α-Martensit und geringen Volumengehalten aus zähem Austenit (ca. 12 %).

[0057] Insgesamt wird durch die erfindungsgemäße Vorgehensweise eine gegenüber dem Stand der Technik für warmumgeformte höchstfeste Materialien verbesserte Kombination aus Bauteilfestigkeit und Restverformungsvermögen erzielt, welche durch hohe Werte des Produkts aus Zugfestigkeit und jeweiliger Bruchdehnung charakterisiert ist.

Patentansprüche

1. Stahl mit einer mindestens 4 % betragenden Bruchdehnung A₈₀ und einer 900 - 1500 MPa betragenden Zugfestigkeit R_m, der neben Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen aus (in Gew.-%)

C: bis zu 0,5 %,
Mn: 4 - 12,0 %,
Si: bis zu 1,0 %,
Al: bis zu 3,0 %,
Cr: 0,1 - 4,0 %,
Cu: bis zu 2,0 %,
Ni: bis zu 2,0 %,
N: bis zu 0,05 %,
P: bis zu 0,05 %,
S: bis zu 0,01 %

besteht, sowie optional ein Element oder mehrere Elemente aus der Gruppe "V, Nb, Ti" enthält, wobei die Summe der Gehalte an diesen Elementen höchstens gleich 0,5 % ist.

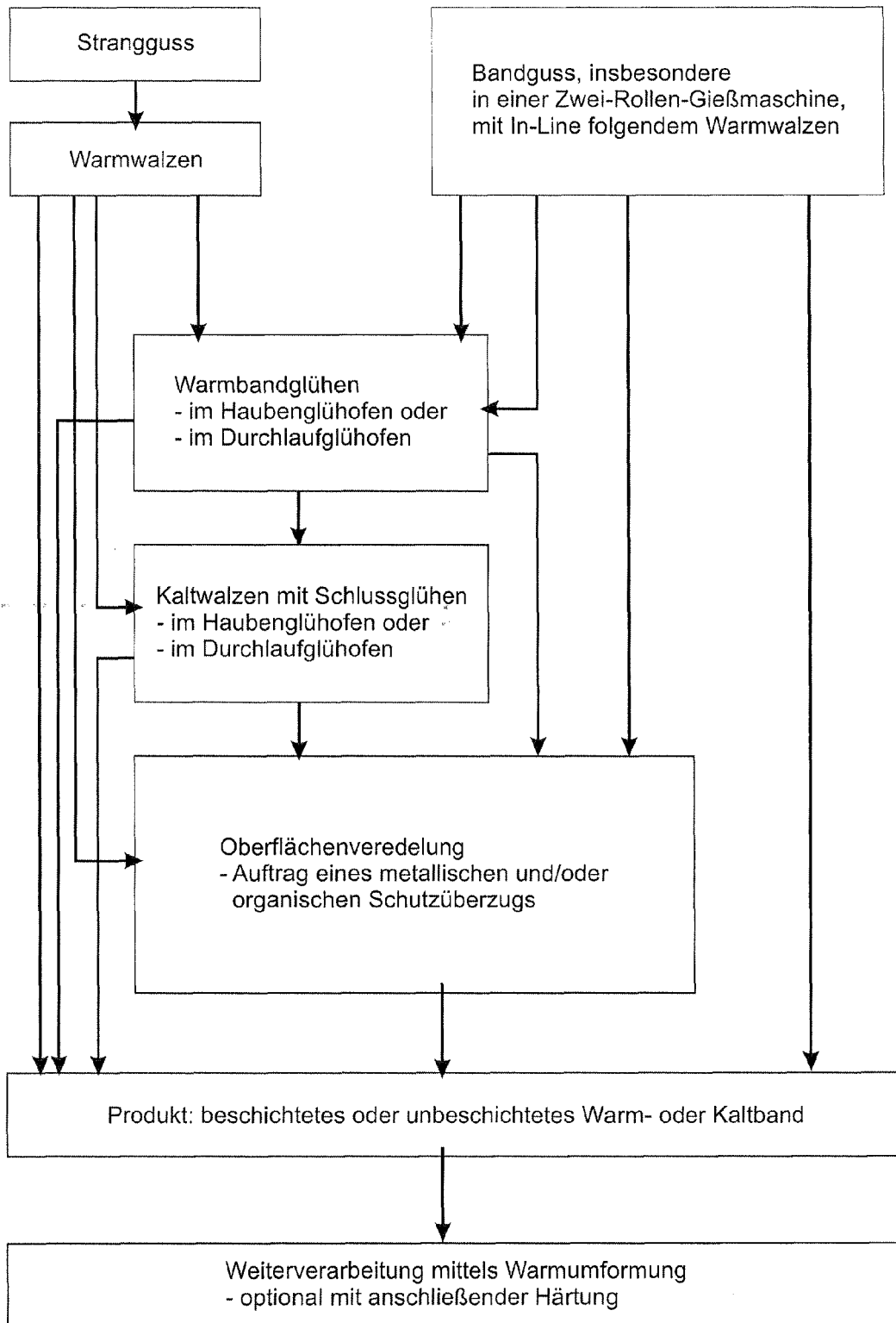
2. Stahl nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein C-Gehalt mindestens 0,03 Gew.-% beträgt.

3. Stahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein Mn-Gehalt höchstens 10 Gew.-% beträgt.

4. Stahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein Mn-Gehalt weniger als 9,5 Gew.-% beträgt.

5. Stahl nach einem der voranstehenden Ansprüche,

- dadurch gekennzeichnet, dass** sein Si-Gehalt höchstens 0,5 Gew.-% beträgt.
6. Stahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein Si-Gehalt mindestens 0,05 Gew.-% beträgt. 5
7. Stahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein Al-Gehalt höchstens 2 Gew.-% beträgt. 10
8. Stahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein Cr-Gehalt mindestens 0,5 Gew.-% beträgt. 15
9. Stahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein Cr-Gehalt mindestens 1 Gew.-% beträgt. 20
10. Stahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein Cr-Gehalt höchstens 3 Gew.-% beträgt. 25
11. Stahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein Cr-Gehalt höchstens 2 Gew.-% beträgt. 30
12. Stahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein Cu-Gehalt höchstens 1 Gew.-% beträgt. 35
13. Stahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein Ni-Gehalt höchstens 1 Gew.-% beträgt. 40
14. Stahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein N-Gehalt mindestens 0,0025 Gew.-% beträgt. 45
15. Stahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein N-Gehalt höchstens 0,03 Gew.-% beträgt. 50
16. Stahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Summe der Gehalte der optional vorhandenen Elemente aus der Gruppe "V, Nb, Ti" höchstens gleich 0,3 Gew.-% ist. 55
17. Stahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** der optional vorhandene Gehalt an Ti höchstens gleich 0,15 Gew.-% ist.
18. Stahlflachprodukt hergestellt aus einem gemäß einem der voranstehenden Ansprüche beschaffenen Stahl, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein Gefüge zu 30 - 100 % aus Martensit, angelassenem Martensit oder Bainit und als Rest aus Austenit besteht.
19. Verfahren zur Herstellung eines gemäß Anspruch 18 beschaffenen Stahlflachprodukts, umfassend folgende Arbeitsschritte:
- Erschmelzen einer gemäß einem der Ansprüche 1 - 17 zusammengesetzten Stahlschmelze,
 - Erzeugen eines Ausgangsprodukts für ein anschließendes Warmwalzen, indem die Stahlschmelze zu einem Strang, von dem mindestens eine Bramme oder Dünnbramme als Ausgangsprodukt für das Warmwalzen abgeteilt wird, oder zu einem gegossenen Band vergossen wird, das als Ausgangsprodukt dem Warmwalzen zugeführt wird,
 - Wärmebehandeln des Ausgangsprodukts, um das Ausgangsprodukt auf eine Warmwalzstarttemperatur von 1150 - 1000 °C zu bringen,
 - Warmwalzen des Ausgangsprodukts zu einem Warmband mit einer Dicke von höchstens 2,5 mm, wobei das Warmwalzen bei einer 1050 - 800 °C betragenden Warmwalzendtemperatur beendet wird,
 - Haspeln des Warmbands zu einem Coil bei einer Haspeltemperatur von ≤ 700 °C,
 - wobei sich an das Haspeln jeweils optional die folgenden Arbeitsschritte anschließen können:
 - Glühen des Warmbands bei einer 250 - 950 °C betragenden Warmbandglühtemperatur,
 - Kaltwalzen des geglühten Warmbands in einem Schritt oder in mehreren Schritten zu einem Kaltband mit einer Dicke von höchstens 60 % der Dicke des Warmbands,
 - Glühen des Kaltbands bei einer 450 - 950 °C betragenden Kaltbandglühtemperatur,
 - Beschichten der Oberfläche des Warmbands oder des Kaltbands mit einem metallischen Korrosionsschutzüberzug,
 - Beschichten der Oberfläche des Warmbands oder des Kaltbands mit einem organischen Überzug.



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

- WO 2007000156 A1 [0005]
- WO 2005061152 A1 [0006]