

(19)



(11)

EP 2 684 975 B1

(12)

EUROPÄISCHE PATENTSCHRIFT

(45) Veröffentlichungstag und Bekanntmachung des Hinweises auf die Patenterteilung:
09.11.2016 Patentblatt 2016/45

(51) Int Cl.:
C21D 9/46 ^(2006.01) **C22C 38/00** ^(2006.01)
C22C 38/38 ^(2006.01) **C21D 8/02** ^(2006.01)
C22C 38/02 ^(2006.01) **C22C 38/06** ^(2006.01)
C22C 38/28 ^(2006.01)

(21) Anmeldenummer: **12175756.1**

(22) Anmeldetag: **10.07.2012**

(54) Kaltgewalztes Stahlflachprodukt und Verfahren zu seiner Herstellung

Cold rolled steel flat product and method for its production

Produit plat en acier laminé à froid et son procédé de fabrication

(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

(43) Veröffentlichungstag der Anmeldung:
15.01.2014 Patentblatt 2014/03

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

(72) Erfinder:
 • **Sebald, Roland**
47608 Geldern (DE)

- **Mattissen, Dorothea**
45478 Mülheim (DE)
- **Voß, Sigrun**
46049 Oberhausen (DE)
- **Follner, Stefan**
46284 Dorsten (DE)

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

(56) Entgegenhaltungen:
EP-A1- 2 182 080 EP-A1- 2 258 886

EP 2 684 975 B1

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).

Beschreibung

[0001] Die Erfindung betrifft ein kaltgewalztes Stahlflachprodukt und ein Verfahren zu dessen Herstellung.

[0002] Wenn hier von "Stahlflachprodukten" die Rede ist, sind damit Stahlbänder und -bleche oder daraus gewonnene Zuschnitte gemeint.

[0003] Die Entwicklung gewichtsreduzierter Fahrzeuge, die die modernen Anforderungen an einen minimierten Kraftstoffverbrauch bei gleichzeitig optimaler Fahrgastsicherheit, hohem Komfort und Belastbarkeit erfüllen, ist in den letzten Jahren von der Automobilindustrie vorangetrieben worden.

[0004] Aufgrund ihrer mechanischen Eigenschaften, insbesondere ihrer hohen Festigkeit und guten Verformbarkeit, sowie ihrer beherrschten Herstellung und Verarbeitung eignen sich insbesondere Stahlflachprodukte grundsätzlich für den Automobil-Karosseriebau optimal. Jedoch müssen für die gewünschte Gewichtseinsparung die Blechdicken der im Automobil eingesetzten Stahlflachprodukte reduziert werden. Zu diesem Zweck sind Stähle mit höheren Festigkeiten entwickelt worden, die gleichzeitig eine gute Umformbarkeit besitzen und somit für eine Leichtbauweise im Automobilbau besonders geeignet sind. Hierzu zählen moderne Mehrphasenstähle, wie Komplexphasen-Stähle, Dualphasenstähle und TRIP-Stähle.

[0005] Aus der EP 2 028 282 A1 ist ein Dualphasenstahl bekannt, der neben einer Festigkeit von mindestens 950 MPa und einer guten Verformbarkeit auch eine Oberflächenbeschaffenheit aufweist, die es unter Anwendung eines einfachen Herstellverfahrens erlaubt, das aus diesem Stahl erzeugte Flachprodukt im unbeschichteten oder mit einem vor Korrosion schützenden Überzug versehenen Zustand zu einem komplex geformten Bauteil, wie einem Teil einer Automobilkarosserie, zu verformen. Dies wird gemäß diesem Stand der Technik dadurch erreicht, dass der bekannte Dualphasenstahl zu 20 - 70 % aus Martensit, bis zu 8 % aus Restaustenit und als Rest aus Ferrit und / oder Bainit besteht. Dabei weist der bekannte Stahl (in Gew.-%): C : 0,10 - 0,20 %, Si: 0,10 - 0,60 %, Mn: 1,50 - 2,50 %, Cr: 0,20 - 0,80 %, Ti: 0,02 - 0,08 %, B: < 0,0020 %, Mo: < 0,25 %, Al: < 0,10%, P: < 0,2 %, S: < 0,01 %, N: < 0,012 % und als Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen auf. Ein aus einem solchen Stahl erzeugtes Stahlflachprodukt ist als Warmband oder Kaltband verwendbar. Si dient bei dem bekannten Stahl zur Steigerung der Festigkeit durch Härtung des Ferrits bzw. Bainits. Um diesen Effekt nutzen zu können, ist ein Mindestgehalt an Si von 0,10 Gew.-% vorgesehen. Gleichzeitig ist der Si-Gehalt jedoch auf 0,6 Gew.-% beschränkt, wobei niedrigere Obergrenzen für den Si-Gehalt als besonders bevorzugt herausgestellt werden, um die Gefahr von Korngrenzoxidation zu minimieren.

[0006] Neben der Eignung zur großvolumigen bzw. großflächigen Verformung zu einem Bauteil spielt insbesondere bei Stahlflachprodukten, die für den Karosseriebau verwendet werden sollen, auch das Verhalten bei lokal eng begrenzter Verformung eine wichtige Rolle. Solche Verformungen treten auf, wenn in ein Stahlflachprodukt bzw. eine daraus gebildete Platine oder ein aus einer solchen Platine geformtes Bauteil Öffnungen, Flansche, Durchstellungen, Ausstülpungen oder desgleichen eingeformt werden.

[0007] Als Maß für das Verhalten eines Flachmaterials bei einer solchen Verformung ist in Woestmann, S., Köhler, T., Schott, M., "Forming High-Strength Steels," SAE Technical Paper 2009-01-0802, 2009, doi:10.4271/2009-01-0802 das nach Marciniak so genannte Lochaufweitungsverhältnis λ_M vorgeschlagen worden, mittels dessen sich die Kantenrissempfindlichkeit eines Werkstoffs bei Verformungen der voranstehend erwähnten Art bewerten lässt. Die Untersuchung nach Marciniak sieht dabei vor, dass in eine rechteckige Platine, die in quer zur Walzrichtung 220 mm und in Walzrichtung 200 mm lang ist, mittig mit einem Stempel eine Lochung mit einem Durchmesser von 20 mm (d_0) eingebracht. Der Schneidspalt beträgt dabei 8 % bis 14 % der Blechdicke. Für die Prüfung wird die Platine derart in das Prüfwerkzeug eingespannt, dass der Schneidgrad des Loches sich auf der Unterseite befindet. Die Niederhaltekraft beträgt maximal 400 kN. Unterhalb des Werkzeugs wird dann ein runder Stempel mit einem Durchmesser von 100 mm gegen die Probe verfahren und die Platine bis zum Versagen der Lochkante aufgewölbt. Der beim Auftreten eines ersten Risses der Lochkante erreichte maximale Lochdurchmesser d_M wird erfasst und das Lochaufweitungsverhältnis λ_M als Verhältnis d_0/d_M , angegeben in "%", bestimmt.

[0008] Vor dem Hintergrund des voranstehend erläuterten Standes der Technik bestand die Aufgabe der Erfindung darin, ein mit einfachen Mitteln herstellbares Stahlflachprodukt anzugeben, das trotz hoher Festigkeitswerte eine optimale Verformbarkeit besitzt, die durch eine hohe Bruchdehnung und ein gutes Lochaufweitungsverhältnis λ_M gekennzeichnet ist. Darüber hinaus sollte ein Verfahren angegeben werden, das auf einfache Weise die Herstellung eines solchen Stahlflachprodukts ermöglicht.

[0009] In Bezug auf das Stahlflachprodukt ist diese Aufgabe erfindungsgemäß dadurch gelöst worden, dass ein solches Stahlflachprodukt die in Anspruch 1 angegebenen Merkmale aufweist.

[0010] In Bezug auf das Verfahren besteht die erfindungsgemäße Lösung der oben genannten Aufgabe darin, dass bei der Herstellung eines erfindungsgemäßen kaltgewalzten Stahlflachprodukts die in Anspruch 4 angegebenen Arbeitsschritte durchlaufen werden.

[0011] Ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt wird demnach aus einem Stahl erzeugt, der aus (in Gew.-%)

C: 0,12 - 0,19 %,

Mn: 1,5 - 2,5 %,
 Si: >0,60 - 1,0 %,
 Al : ≤ 0,1 %,
 Cr: 0,2 - 0,6 %,

 5 Ti: 0,05 - 0,15 %,

 und als Rest aus Eisen sowie herstellungsbedingt unvermeidbaren Verunreinigungen besteht. Dabei zählen zu den

 betreffenden unvermeidbaren Verunreinigungen (in Gew.-%) bis zu 0,1 % Mo, bis zu 0,03 % Nb, bis zu 0,03 % V, bis

 zu 0,0008 % B, bis zu 0,01 % S, bis zu 0,1 % P, bis zu 0,01 % N.

10 **[0012]** Gleichzeitig weist ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt im kaltgewalzten Zustand

- ein perlit- und bainitfreies Gefüge mit 4 - 20 Vol.-%, insbesondere mindestens 6 Vol.-% Martensit, 2 - 15 Vol.-% Restaustenit, Rest Ferrit,
- eine Bruchdehnung A80 von mindestens 15 %,

 15 - eine Zugfestigkeit Rm von mindestens 880 MPa,

 - eine Streckgrenze ReL von mindestens 550 MPa und

 - ein Lochaufweitungsverhältnis λ_M von mehr als 6 %

auf.

20 **[0013]** Das Gefüge des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts zeichnet sich dadurch aus, dass es 2 - 15 Vol.-%, insbesondere mindestens 5 Vol.-%, besser noch mehr als 8 Vol.-% Restaustenit aufweist. Gleichzeitig ist das Gefüge eines erfindungsgemäßen Stahls im technischen Sinne frei von Bainit und Perlit. D. h., im kaltgewalzten Zustand sind im Gefüge eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts allenfalls Spuren von Bainit oder Perlit vorhanden, die keinen Einfluss auf die technischen Eigenschaften des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts haben. Die Anwesenheit wirk-

 25 samer Bainit- oder Perlit-Anteile im Gefüge eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts würde dessen Bruchdehnung und damit einhergehend dessen Verformbarkeit, insbesondere die angestrebten guten Lochaufweitungseigenschaften, verschlechtern. Durch die erfindungsgemäß vorgegebenen Gehalte an Restaustenit wird jedoch die geforderte Bruchdehnung von mindestens 15 % erreicht, die ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt besitzt.

30 **[0014]** Gegenüber konventionellen modernen Mehrphasenstählen weist ein erfindungsgemäßes kaltgewalztes Stahlflachprodukt deutliche Unterschiede auf. Komplexphasenstähle weisen im Vergleich zum erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt in der Regel ein höheres Streckgrenzenverhältnis bei einer als Produkt von Zugfestigkeit Rm und Bruchdehnung A80 berechneten geringeren "Güte" auf. Dies ist auf die verhältnismäßig hohe Streckgrenze und die dabei geringere Dehnung der bekannten Stähle zurückzuführen

35 **[0015]** Das Verformungsverhalten des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts ähnelt dem eines Dualphasen-Stahls. Ein großer Unterschied ist dabei jedoch in den Gefügen zu finden. Während ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt einen Restaustenitanteil von bis zu 15 % aufweist, haben Dualphasen-Stähle keinen oder nur sehr geringe Restaustenitgehalte.

40 **[0016]** TRIP-Stähle weisen im Gegensatz zum erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt wesentlich höhere Bruchdehnungen auf. Hieraus ergeben sich in der Regel Güten (Rm*A80) von 20000 MPa*% und mehr. Jedoch müssen TRIP-Stähle mit erhöhten Gehalten an Kohlenstoff, Silizium und/oder Aluminium legiert sein, um zum einen durch eine hinreichende Stabilisierung des Restaustenits den sogenannten TRIP-Effekt zu erzielen und zum anderen die entsprechende Festigkeit zu erreichen. Ein solches Legierungskonzept führt jedoch zu einer Schweißignung, die deutlich schlechter ist als die eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts, bei dem durch eine insbesondere im Hinblick auf den Si-Gehalt optimierte Einstellung der Gehalte an den Legierungselementen einerseits hohe Festigkeiten und andererseits eine gute Schweißignung erzielt werden.

45 **[0017]** Das nach Marciniak bestimmte Lochaufweitungsverhältnis λ_M beträgt bei einem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt mindestens 6 %, wobei regelmäßig Lochaufweitungsverhältnisse λ_M von 7 % und mehr erreicht werden.

50 **[0018]** Ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt besitzt bei einer Mindestzugfestigkeit Rm von 880 MPa eine hohe Bruchdehnung von mindestens 15 % und damit einhergehend eine Güte (Rm*A80), die regelmäßig mindestens 14000 MPa*% beträgt. Typischerweise liegen die Zugfestigkeiten Rm erfindungsgemäßer Stahlflachprodukte im Bereich von 880 - 1150 MPa.

55 **[0019]** Die Streckgrenze eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts beträgt mindestens 550 MPa, wobei regelmäßig Streckgrenzen von 580 MPa und mehr erreicht werden. Typischerweise liegen die Streckgrenzen erfindungsgemäßer Stahlflachprodukte im Bereich von 580 - 720 MPa. Für ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt beträgt das Streckgrenzenverhältnis (ReL/Rm) demnach ebenso regelmäßig 0,55 - 0,75.

[0020] Die Bruchdehnung A80 eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts beträgt mindestens 15 %, wobei regelmäßig Bruchdehnungen A80 von bis zu 25 % erreicht werden.

[0021] Aus der Dauerschwingfestigkeitsbestimmung nach DIN EN 50100 ergibt sich für erfindungsgemäße Stahlflach-

produkte ein k-Wert, der regelmäßig höher als 4 ist.

[0022] Kohlenstoff ist in einem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt in Gehalten von 0,12 - 0,19 Gew.-% vorhanden, um eine Festigkeitssteigerung durch interstitielle Mischkristallbildung und Ausscheidungshärtung unter Bildung von Zementit (Fe_3C) zu bewirken. Der minimale Gehalt von 0,12 Gew.-% ist notwendig, um die erwünschte Festigkeit zu erreichen. Der maximale Gehalt von 0,19 Gew.-% sollte nicht überschritten werden, um den in der Praxis an die Schweißseignung von Stahlflachprodukten der erfindungsgemäßen Art gestellten Anforderungen zu genügen.

[0023] Mangan ist in einem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt in Gehalten von 1,5 - 2,5 Gew.-% vorhanden. Durch die Zugabe von Mangan werden Streckgrenze und Zugfestigkeit erhöht. So werden in einem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt durch die Anwesenheit von mindestens 1,5 Gew.-% Mangan eine Zugfestigkeit R_m von mindestens 880 MPa und eine Streckgrenze ReL von mindestens 550 MPa, insbesondere mindestens 580 MPa, ermöglicht. Mehr als 2,5 Gew.-% Mn sollte in einem erfindungsgemäßen Stahl nicht vorhanden sein, da bei höheren Mn-Gehalten die Gefahr der Entstehung von Manganseigerungen ansteigt, die sich ungünstig auf das Werkstoffverhalten auswirken können.

[0024] Dem Gehalt an Silizium, das in einem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt in Gehalten von >0,60 - 1,0 Gew.-% vorhanden ist, kommt eine besondere Bedeutung im Hinblick auf die Ausbildung des Gefüges zu. Indem der Si-Gehalt mehr als 0,60 Gew.-% beträgt, wird die Perlitbildung unterdrückt, was eine Anreicherung des Austenits mit Kohlenstoff ermöglicht und damit einhergehend die Restaustenitstabilität erhöht. Der Restaustenit wandelt bei der Umformung in Martensit um, wodurch eine zusätzliche Verfestigung erreicht wird. Silizium bildet zudem mit Eisen Mischkristalle, durch die die Festigkeit im Stahl gesteigert wird. Besonders sicher lassen sich die positiven Einflüsse der Anwesenheit von Silizium in einem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt dann nutzen, wenn der Si-Gehalt mindestens 0,65 Gew.-%, insbesondere mindestens 0,7 Gew.-%, beträgt. Um beim Warmwalzen ungünstige Zunderausbildung zu vermeiden, ist gleichzeitig der Si-Gehalt auf höchstens 1,0 Gew.-% beschränkt, wobei eine solche Zunderbildung insbesondere dann begrenzt wird, wenn der Si-Gehalt auf höchstens 0,95 Gew.-% begrenzt ist.

[0025] Der Stahl, aus dem das erfindungsgemäße Stahlflachprodukt besteht, ist aluminiumberuhigt. Demzufolge enthalten erfindungsgemäße Stahlflachprodukte regelmäßig mehr als 0,01 Gew.-% und bis zu 0,1 Gew.-% Aluminium.

[0026] Chrom ist in einem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt in Gehalten von 0,2 - 0,6 Gew.-% vorhanden. Chrom wirkt im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt festigkeitssteigernd. Hinzukommt, dass bei der im Zuge der Herstellung eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts erfolgenden Warmverarbeitung des Stahls durch die Anwesenheit von Cr die Bildung von Bainit verzögert wird. Ein Gehalt von 0,2 Gew.-% ist erforderlich, um die notwendige Festigkeit zu erreichen. Der Gehalt wird auf 0,6 Gew.-% begrenzt, da Versuche gezeigt haben, dass ein zu hoher Chromgehalt sich ungünstig auf die Dehnung und damit einhergehend auf die Güte ($R_m \cdot A_{80}$) des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts auswirkt.

[0027] Titan wird einem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt als Mikrolegierungselement in Gehalten von 0,05 - 0,15 Gew.-% zugegeben. Aufgrund der Anwesenheit von Ti weist der Stahl feinste Ausscheidungen von $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ auf, die Festigkeitssteigerung und Kornfeinung beitragen. Die Korngröße des Gefüges ist nach ASTM kleiner oder gleich 15, d. h. kleiner oder gleich 1,9 μm . Um die gewünschten Ausscheidungen zu bilden, ist ein Ti-Gehalt von mindestens 0,05 Gew.-% erforderlich, wobei sich die positive Wirkung von Ti dann besonders sicher einstellt, wenn der Ti-Gehalt des Stahls mindestens 0,07 Gew.-%, insbesondere mindestens 0,09 Gew.-%, beträgt. Ab einem Gehalt von 0,15 Gew.-% treten keine weiteren Verbesserungen der Wirkung von Ti ein.

[0028] Aufgrund seiner Eigenschaften eignet sich ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt für Anwendungen, bei denen höhere Umformgrade in Kombination mit hohen Festigkeitswerten notwendig sind. Typische Beispiele für diese Verwendungen sind crashrelevante Bauteile wie Längsträger und auch dauerhaft im Betrieb belastete Fahrwerksteile.

[0029] Das erfindungsgemäße Verfahren zur Herstellung eines erfindungsgemäßen kaltgewalzten Stahlflachprodukts umfasst folgende Arbeitsschritte:

- Eine Stahlschmelze, die (in Gew.-%) C: 0,12 - 0,19 %, Mn: 1,5 - 2,5 %, Si: >0,60 - 1,0 %, Al: \leq 0,1 %, Cr: 0,2 - 0,6 %, Ti: 0,05 - 0,15 % und als Rest aus Eisen sowie herstellungsbedingt unvermeidbaren Verunreinigungen besteht, wird zu einem Vorprodukt vergossen, bei dem es sich um eine Bramme oder Dünnbramme handelt.
- Das Vorprodukt wird bei einer 1100 - 1300 °C betragenden Austenitisierungstemperatur durcherwärmt, wobei diese Durcherwärmung ein von einer niedrigeren Temperatur ausgehendes Erwärmen umfassen kann oder als Halten der jeweiligen Bramme oder Dünnbramme unter Ausnutzung der nach ihrer Erzeugung in ihnen vorhandenen Wärme ausgeführt werden kann. Die Durchwärmung wird dabei unter Berücksichtigung der Geometrie des Vorprodukts und der Leistungsfähigkeit der zur Verfügung stehenden Erwärmungseinrichtung so durchgeführt, dass das Gefüge des Vorprodukts am Ende dieser Erwärmung vollständig austenitisch ist.
- Das so bei der Austenitisierungstemperatur durcherwärmte Vorprodukt wird dann zu einem Warmband warmgewalzt, dessen Dicke typischerweise 1,8 - 4,7 mm beträgt. Die Temperaturführung in der mehrere, in der Regel fünf bis sieben Walzgerüste umfassenden Warmwalzstaffel wird so gewählt, dass in den ersten beiden Gerüsten der Warm-

EP 2 684 975 B1

walzstaffel keine Rekristallisation stattfindet. Zu diesem Zweck sieht die Erfindung eine Warmwalzendtemperatur von 850 - 960 °C vor.

- 5 - Das aus dem letzten Gerüst der Warmwalzstaffel austretende Warmband wird anschließend mit Luft, Wasser oder Luft und Wasser in Kombination auf eine 500 - 650 °C betragende Haspeltemperatur abgekühlt und bei dieser Temperatur gehaspelt. Bei einer Haspeltemperatur unterhalb von 500 °C wäre der Formänderungswiderstand im nachfolgenden Kaltwalzprozess zu hoch. Bei einer oberhalb von 650 °C liegenden Haspeltemperatur besteht die Gefahr, dass es zu in Bezug auf die Verformbarkeit schädlicher Korngrenzenoxidation kommt.
- 10 - Zur Verbesserung seiner Oberflächenbeschaffenheit kann das Warmband optional gebeizt werden, wenn sich hierzu aufgrund von Qualitätsanforderungen die Notwendigkeit ergibt.
- Das erhaltene Warmband wird nun zu einem kaltgewalzten Stahlflachprodukt kaltgewalzt, das typischerweise 0,6 - 2,5 mm dick ist. Dabei beträgt der beim Kaltwalzen erreichte Kaltwalzgrad mindestens 30 %, damit eine Rekristallisation überhaupt möglich ist. Um die Walzkräfte nicht zu hoch ansteigen zu lassen, sollte der Kaltwalzgrad 75 % nicht überschreiten.
- 15 - Das kaltgewalzte Stahlflachprodukt wird dann einer Durchlaufglühung unterzogen. Dabei wird das Stahlflachprodukt zunächst auf eine 750 - 900 °C betragende Glühtemperatur erwärmt und bei dieser Glühtemperatur für mindestens 80 s, insbesondere für 80 - 300 s, gehalten. Die minimale Glühtemperatur von 750 °C und eine Haltedauer von mindestens 80 s sind notwendig, damit eine hinreichende Austenitisierung erreicht wird. Bei Glühtemperaturen von mehr als 900 °C würde die Bildung von Austenit zu stark gefördert. Dies würde zu einer Verschiebung der Gefügeanteile im Endprodukt führen, durch die die geforderte Festigkeit von 880 MPa nicht mehr gewährleistet wäre.
- 20 - Nach dem Glühen wird das Stahlflachprodukt zweistufig abgekühlt.

30 **[0030]** In der ersten Stufe der Abkühlung wird das Stahlflachprodukt dabei mit einer Abkühlgeschwindigkeit von 8 - 100 K/s auf eine 450 - 550 °C betragende Zwischentemperatur abgekühlt. Die Abkühlgeschwindigkeit von mindestens 8 K/s wird hier benötigt, um die Bildung von Perlit und Bainit zu vermeiden und trotzdem hinreichend viel Ferrit entstehen zu lassen. In dem Temperaturbereich von 450 °C bis 550 °C findet zudem die erste Anreicherung des Austenits mit Kohlenstoff statt.

35 **[0031]** In der zweiten Stufe der Abkühlung wird das Stahlflachprodukt dann von der Zwischentemperatur mit einer Abkühlgeschwindigkeit von mindestens 2 K/s auf 350 - 450 °C abgekühlt. Hierdurch wird ein Teil des maximal 20 % betragenden Martensitgehalts erreicht, durch den die 880 MPa betragende Mindestzugfestigkeit R_m eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts gewährleistet wird.

- 40 - Nachdem die Endtemperatur des zweistufigen Abkühlens erreicht ist, wird das Stahlflachprodukt überaltert. Die Endtemperatur nach einer Überalterungsdauer von 210 - 710 s beträgt 100 - 400 °C. Durch Diffusionsprozesse im Band beim Durchlaufen dieser Überalterungsbehandlung wird der Restaustenit ganz oder teilweise stabilisiert, um die Dehnfähigkeit des Stahlflachprodukts für nachfolgend an dem Stahlflachprodukt vorgenommene Umformungen zu erhöhen. Durch die Umwandlung von stabilisiertem Restaustenit in Martensit bei Umformprozessen wird zudem die Zugfestigkeit erhöht.
- 45 - Im letzten Schritt der am kaltgewalzten Stahlflachprodukt vorgenommenen Wärmebehandlung wird das Stahlflachprodukt auf Raumtemperatur abgekühlt. Dabei kann aus dem nicht stabilisierten Restaustenit weiterer Martensit entstehen, der die Festigkeit des Stahlflachprodukts weiter erhöhen kann.
- Anschließend wird das Band mit einem Dressiergrad von 0,2 % bis 2,0 % nachgewalzt. Ein Dressiergrad von 0,2 % wird benötigt, um die Planheit und die Oberflächenqualität einzustellen. Dressiergrade von 2 % sollen nicht überschritten werden, da sonst die Bruchdehnung zu stark absinkt.
- 50 - Optional kann das Stahlflachprodukt abschließend mit einer metallischen Schutzschicht versehen werden, durch die beispielsweise ein für den jeweiligen Verwendungszweck ausreichender Korrosionsschutz gewährleistet wird.

55 **[0032]** Die Abkühlung in der ersten Stufe der zweistufigen Abkühlung kann mit jedem geeigneten, eine ausreichende Abkühlgeschwindigkeit gewährleistenden Medium vorgenommen werden. Hierzu werden in der Praxis zur Verfügung stehende Kühleinrichtungen verwendet. So kann die Abkühlung in bewegter Luft erfolgen. Jedoch ist es auch denkbar, die Abkühlung mit Hilfe von Wasser vorzunehmen, das auf das Stahlflachprodukt gesprüht wird.

[0033] Die Abkühlung in der zweiten Stufe der zweistufigen Abkühlung kann gemäß einer praxisgerechten Ausgestaltung der Erfindung dadurch erfolgen, dass das Stahlflachprodukt durch Kontakt mit den gekühlten Rollen abgekühlt wird. Alternativ oder ergänzend kann das Stahlflachprodukt in der zweiten Stufe der zweistufigen Abkühlung durch einen bewegten Luftstrom gekühlt werden.

[0034] Die Überalterungsbehandlung kann beispielsweise dadurch erfolgen, dass das Stahlflachprodukt bei der Überalterungsbehandlung einen gegenüber der Umgebung abgeschirmten Raum durchläuft. Dabei wird die Temperatur des Stahlflachprodukts auf 100 - 400 °C eingestellt. Ausgehend von der Temperatur, mit der das Stahlflachprodukt in die Überalterungsbehandlung eintritt, kann diese Einstellung der Temperatur als Erwärmen, Abkühlen oder Halten ausgeführt werden.

[0035] Die Beschichtung des Stahlflachprodukts mit der metallischen Schutzschicht kann besonders effektiv elektrolytisch erfolgen.

[0036] Nachfolgend wird die Erfindung anhand von Ausführungsbeispielen näher erläutert.

[0037] Die Figur zeigt ein Diagramm, in dem die für eine erfindungsgemäße Glühung typischen Spannen des Temperaturverlaufs über die Zeit dargestellt sind.

[0038] Sieben Stahlschmelzen 1 - 7, deren Zusammensetzungen in Tabelle 1a angegeben sind, sind zu Brammen vergossen worden, wobei die Stahlschmelzen 1 - 5 erfindungsgemäß und die Schmelzen 6 und 7 wegen ihres außerhalb der erfindungsgemäßen Vorgaben liegenden Si- bzw. Cr-Gehalts nicht erfindungsgemäß sind.

[0039] Die Brammen sind anschließend bei einer 1100 - 1300 °C betragenden Austenitisierungstemperatur durcherwärmt worden, so dass die Brammen beim Eintritt in die nachfolgend durchlaufene Warmwalzstaffel ein vollständig austenitisches Gefüge besaßen.

[0040] Die Brammen sind dann bei den in Tabelle 1b angegebenen Warmwalzendtemperaturen WET zu Warmband mit einer Dicke dKW von 1,8 - 4,6 mm warmgewalzt, anschließend an Luft auf die jeweilige, ebenfalls in Tabelle 1b angegebene Haspeltemperatur HT abgekühlt und bei der jeweils erreichten Haspeltemperatur HT gehaspelt worden. Anschließend erfolgte optional ein Beizen, um auf dem Warmband vorhandenen Zunder vor dem Kaltwalzen zu entfernen und so optimale Oberflächenbeschaffenheiten beim nachfolgenden Kaltwalzen zu ermöglichen.

[0041] Das daraufhin durchgeführte Kaltwalzen des jeweiligen Warmbands zu einem kaltgewalzten Stahlflachprodukt mit einer Dicke dKW erfolgte jeweils mit den auch in Tabelle 1b angegebenen Kaltwalzgraden KWG.

[0042] Anschließend sind Proben der so erhaltenen kaltgewalzten Stahlflachprodukte verschiedenen Wärmebehandlungen A - J unterzogen worden, bei denen sie im Durchlauf jeweils auf eine Glühtemperatur GT erwärmt, dann über eine Glühdauer tG bei der Glühtemperatur GT gehalten, anschließend in einer ersten Abkühlstufe mit einer ersten Abkühlrate r1 auf eine erste Zieltemperatur ZT1 und unmittelbar daran anschließend in einer zweiten Abkühlstufe mit einer zweiten Abkühlrate r2 auf eine zweite Zieltemperatur ZT2 gebracht worden sind.

[0043] Nach der zweiten Stufe der Abkühlung sind die jeweils erhaltenen Proben der kaltgewalzten Stahlflachprodukte über eine Überalterungsdauer über eine 250 - 710 s betragende Dauer tUeA bei einer am Ende der Behandlung 400 - 100 °C betragenden Überalterungstemperatur TUEA in einem, gegenüber der Umgebung abgeschotteten Raum einer Überalterungsbehandlung unterzogen worden. Die bei den Wärmebehandlungen A - J jeweils eingestellten Parameter GT, tG, r1, ZT1, r2, ZT2 und tUeA sind in Tabelle 2 verzeichnet.

[0044] Nach einer Abkühlung auf die Raumtemperatur RT sind die Stahlflachproduktproben mit einem Nachwalzgrad von D°, wie in Tabelle 1b angegeben, nachgewalzt worden.

[0045] Die Eigenschaften der so erhaltenen Stahlflachproduktproben sind in Tabelle 3 zusammengefasst.

[0046] Es zeigt sich, dass die aus den nicht erfindungsgemäß zusammengesetzten Stahlschmelzen 6 und 7 erzeugten Stahlflachproduktproben hinsichtlich ihrer Zugfestigkeit Rm bzw. ihrer Streckgrenze ReL die erfindungsgemäß vorgegebenen Untergrenzen von 880 MPa bzw. 550 MPa, insbesondere 580 MPa, auch dann nicht erreichen, wenn sie einer Wärmebehandlung unterzogen werden, die nach Maßgabe der Erfindung durchgeführt wird. Demgegenüber übertreffen die erfindungsgemäß zusammengesetzt und wärmebehandelten Stahlflachproduktproben regelmäßig diese Grenzwerte.

Tabelle 1a

Stahl	C	Mn	Si	Al	Cr	Ti	P	N	S
1	0,17	1,9	0,72	0,04	0,37	0,114	0,012	0,0048	0,001
2	0,13	2,3	0,65	0,06	0,23	0,07	0,007	0,009	0,007
3	0,16	1,7	0,75	0,03	0,57	0,108	0,013	0,007	0,006
4	0,18	2,1	0,94	0,02	0,34	0,143	0,009	0,007	0,009
5	0,14	1,5	0,83	0,08	0,48	0,135	0,018	0,006	0,002

EP 2 684 975 B1

(fortgesetzt)

Stahl	C	Mn	Si	Al	Cr	Ti	P	N	S
6	0,15	1,8	0,53	0,05	0,43	0,15	0,014	0,003	0,003
7	0,14	2,4	0,73	0,06	0,05	0,09	0,009	0,004	0,005
Gehaltsangaben in Gew.-%, Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen									

Tabelle 1b

Stahl	WET [°C]	HT [°C]	dW [mm]	KWG [%]	dKB [mm]	D° [%]	Erfindungsgemäß?
1	900	530	2,0	50	1,0	0,51	JA
2	910	560	2,0	45	1,1	0,69	JA
3	870	510	2,0	55	0,9	0,30	JA
4	950	635	4,6	50	2,4	1,50	JA
5	935	545	1,8	60	0,7	0,25	JA
6	910	530	2,4	50	1,2	0,96	NEIN
7	910	530	3,4	50	1,7	0,78	NEIN

Tabelle 2

Wärmebehandlung	GT [°C]	tG, [s]	r1 [K/s]	ZT1 [°C]	r2, [K/s]	ZT2 [°C]	TUeA [°C]	tUeA [s]
A	750	150	9,3	500	4,3	400	260	440
B	810	150	11,6	500	4,3	400	280	440
C	840	150	13	500	4,3	400	290	440
D	900	150	15	500	4,3	400	270	440
E	810	200	8,4	500	3,1	400	150	600
F	810	90	18,5	500	6,9	400	350	250
G	810	150	13,4	450	4,3	350	300	440
H	810	150	9,7	550	4,3	450	320	500
I	810	150	14,8	500	4,3	350	350	440
J	810	150	17,9	500	4,3	350	400	440

Tabelle 3

Stahl	Wärmebehandlung	ReL [MPa]	Rm [MPa]	A80 [%]	Gefügeanteile [%]			Rm*A [MPa*%]	ReL/Rm	Steigung Wöhler-Kurve	Lochaufweitung λ [%]	Erfindungsgemäß?
					Ferrit	Restaustenit	Martensit					
1	A	670	1123	15,1	75	5	20	16957	0,60	7,5	11,9	JA
1	B	660	1010	15,8	76	5	19	15958	0,65	8,9	12,5	JA
1	C	642	945	16,8	80	7	13	15876	0,68	12,4	13,8	JA
2	E	581	891	18,9	77	10	13	16840	0,65	11,5	7,4	JA
2	F	591	887	16,8	80	9	11	14902	0,67	13,1	7,8	JA
2	G	602	901	19,2	78	12	10	17299	0,67	5,9	7,9	JA
3	B	651	922	16,2	80	11	9	14936	0,71	10,6	12,8	JA
3	C	629	892	17,1	79	13	8	15253	0,71	7,1	13,9	JA
3	D	591	882	19,4	81	12	7	17111	0,67	12,8	14	JA
4	F	632	1078	15,1	77	8	15	16278	0,59	13,2	12,3	JA
4	G	664	1023	17,2	79	9	12	17596	0,65	12,6	12,5	JA
	H	667	1031	17,3	76	10	14	17836	0,65	4,6	12,2	JA
5	D	603	897	20,1	79	13	8	18030	0,67	8,3	13,4	JA
5	E	663	1030	16,2	77	10	13	16686	0,64	13,0	12,1	JA
5	I	657	1021	17,3	77	5	18	17663	0,64	9,1	12,3	JA
5	J	641	986	19,8	76	14	9	19523	0,65	7,6	15,4	JA
6	C	560	840	21,2	84	8	8	17808	0,67	11,5	10,3	NEIN
6	D	491	812	22	80	10	10	17864	0,60	11,9	12,2	NEIN
7	B	531	876	18,3	81	9	10	16031	0,61	5,8	5,9	NEIN
7	C	512	823	19,1	85	9	6	15719	0,62	9,9	5,7	NEIN

Patentansprüche

1. Kaltgewalztes Stahlflachprodukt, das

5 - aus einem Stahl hergestellt ist, der aus (in Gew.-%)

C: 0,12 - 0,19 %,
Mn: 1,5 - 2,5 %,
Si: >0,60 - 1,0 %,
10 Al: ≤ 0,1 %,
Cr: 0,2 - 0,6 %,
Ti: 0,05 - 0,15 %

15 und als Rest aus Eisen sowie herstellungsbedingt unvermeidbaren Verunreinigungen besteht,

und das

- ein perlit- und bainitfreies Gefüge mit 4 - 20 Vol.-% Martensit, 2 - 15 Vol.-% Restaustenit, Rest Ferrit,
- eine Bruchdehnung A80 von mindestens 15 %,
20 - eine Zugfestigkeit Rm von mindestens 880 MPa,
- eine Streckgrenze ReL von mindestens 550 MPa und
- ein Lochaufweitungsverhältnis λM von mehr als 6 % aufweist.

25 2. Kaltgewalztes Stahlflachprodukt nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein Si-Gehalt mindestens 0,65 Gew.-% beträgt.

3. Kaltgewalztes Stahlflachprodukt nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein Ti-Gehalt mindestens 0,07 Gew.-% beträgt.

30 4. Verfahren zur Herstellung eines gemäß einem der Ansprüche 1 bis 3 beschaffenen kaltgewalzten Stahlflachprodukts umfassend folgende Arbeitsschritte:

- Vergießen einer Stahlschmelze, die (in Gew.-%)

35 C: 0,12 - 0,19 %,
Mn: 1,5 - 2,5 %,
Si: >0,60 - 1,0 %,
Al: ≤ 0,1 %,
Cr: 0,2 - 0,6 %,
40 Ti: 0,05 - 0,15 %

und als Rest aus Eisen sowie herstellungsbedingt unvermeidbaren Verunreinigungen besteht,

45 zu einem Vorprodukt, bei dem es sich um eine Bramme oder Dünnbramme handelt,

- Durcherwärmen des Vorprodukts auf eine 1100 - 1300 °C betragende Austenitisierungstemperatur,
- Warmwalzen des durcherwärmten Vorprodukts zu einem Warmband, wobei die Warmwalzendtemperatur 850
- 960 °C beträgt,
- Abkühlen des Warmbands auf eine 500 - 650 °C betragende Haspeltemperatur,
50 - Haspeln des auf die Haspeltemperatur abgekühlten Warmbands,
- optionales Beizen des Warmbands,
- Kaltwalzen des Warmbands zu einem kaltgewalzten Stahlflachprodukt, wobei der beim Kaltwalzen erreichte Kaltwalzgrad mindestens 30 % beträgt,
- Durchlaufglühen des kaltgewalzten Stahlflachprodukts, wobei das Stahlflachprodukt im Zuge des Durchlauf-
55 glühens

- auf eine 750 - 900 °C betragende Glühtemperatur erwärmt und bei dieser Glühtemperatur für 80 - 300 s gehalten wird und

EP 2 684 975 B1

- im Anschluss an das Glühen zweistufig abgekühlt wird, wobei das Stahlflachprodukt
- in der ersten Stufe der Abkühlung mit einer Abkühlgeschwindigkeit von 8 - 100 K/s auf eine 450 - 550 °C betragende Zwischentemperatur und
- in der zweiten Stufe der Abkühlung von der Zwischentemperatur mit einer Abkühlgeschwindigkeit von 2 - 100 K/s auf 350 - 450 °C abgekühlt wird,

- Überaltern des Stahlflachprodukts über eine Überalterungsdauer von 210 - 710 s, wobei am Ende der Überalterung die Temperatur 100 - 400 °C beträgt,
- Abkühlen des Stahlflachprodukts auf Raumtemperatur,
- Nachwalzen des Stahlflachprodukts mit einem Nachwalzgrad, der 0,2 - 2 % beträgt,
- optionales Beschichten des Stahlflachprodukts mit einer metallischen Schutzschicht.

5
15
5. Verfahren nach Anspruch 4, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Abkühlung in der ersten Stufe der zweistufigen Abkühlung in bewegter Luft erfolgt.

6. Verfahren nach einem der Ansprüche 4 bis 5, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Stahlflachprodukt mindestens in der zweiten Stufe der zweistufigen Abkühlung durch Kontakt mit den gekühlten Rollen abgekühlt wird.

7. Verfahren nach einem der Ansprüche 4 bis 6, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Stahlflachprodukt in der zweiten Stufe der zweistufigen Abkühlung durch einen bewegten Luftstrom gekühlt wird.

8. Verfahren nach Anspruch 4 bis 7, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Stahlflachprodukt bei der Überalterungsbehandlung einen gegenüber der Umgebung abgeschirmten Raum durchläuft, in dem die Temperatur des Stahlflachprodukts ausgehend von einer maximal 450 °C betragenden Eintrittstemperatur am Ende 100 - 400 °C beträgt.

9. Verfahren nach einem der Ansprüche 4 bis 8, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Beschichtung mit der metallischen Schutzschicht elektrolytisch erfolgt.

30 Claims

1. Cold-rolled flat steel product, which

- is produced from a steel that is composed of (in % by weight)

35
40
C: 0.12 - 0.19%,
Mn: 1.5 - 2.5%,
Si: > 0.60 - 1.0%
Al: ≤ 0.1%,
Cr: 0.2 - 0.6%,
Ti: 0.05 - 0.15%

with the remainder being iron and unavoidable impurities caused by the production process,

45 and which comprises

- a perlite- and bainite-free structure having 4 - 20% by vol. martensite, 2 - 15% by vol. residual austenite, remainder ferrite,
- an elongation at break A80 of at least 15%,
- a tensile strength R_m of at least 880 MPa,
- a yield strength ReL of at least 550 MPa and
- a hole expansion ratio λ_M of more than 6%.

2. Cold-rolled flat steel product according to claim 1, **characterised in that** its Si content is at least 0.65% by weight.

3. Cold-rolled flat steel product according to any one of the preceding claims, **characterised in that** its Ti content is at least 0.07% by weight.

EP 2 684 975 B1

4. Method for producing a cold-rolled flat steel product created according to any one of claims 1 to 3, comprising the following steps:

- casting a steel melt which is composed of (in % by weight)

C: 0.12 - 0.19%,

Mn: 1.5 - 2.5%,

Si: > 0.60 - 1.0

Al: ≤ 0.1%,

Cr: 0.2 - 0.6%,

Ti: 0.05 - 0.15%

with the remainder being iron and unavoidable impurities caused by the production process,

to form a primary product which is a slab or thin slab,

- heating through the primary product to an austenitization temperature of 1,100 - 1,300 °C,

- hot rolling the heated-through primary product to form a hot strip, wherein the hot-rolling end temperature is 850 - 960 °C,

- cooling the hot strip to a coiling temperature of 500 - 650 °C

- coiling the hot strip cooled to the coiling temperature,

- optional pickling of the hot strip,

- cold-rolling the hot strip to form a cold-rolled flat steel product, wherein the level of cold rolling achieved during cold rolling is at least 30%,

- continuous annealing of the cold-rolled flat steel product, wherein during the course of continuous annealing the flat steel product

- is heated to an annealing temperature of 750 - 900 °C and is held at this annealing temperature for 80 - 300 s and

- following the annealing process is cooled in two stages, wherein the flat steel product

- is cooled in the first cooling stage at a cooling rate of 8 - 100 K/s to an intermediate temperature of 450 - 550 °C and

- is cooled in the second cooling stage from the intermediate temperature at a cooling rate of 2 - 100 K/s to 350 - 450 °C,

- overageing the flat steel product for an overageing period of 210 - 710 s, wherein at the end of overageing the temperature is 100 - 400 °C,

- cooling the flat steel product to room temperature,

- temper rolling the flat steel product with a level of temper rolling of 0.2 - 2%,

- optional coating of the flat steel product with a metallic protective layer.

5. Method according to claim 4, **characterised in that** cooling in the first stage of the two-stage cooling process occurs in moving air.

6. Method according to either of claims 4 to 5, **characterised in that** the flat steel product is cooled, at least in the second stage of the two-stage cooling, by contact with the cooled rollers.

7. Method according to any one of claims 4 to 6, **characterised in that** the flat steel product is cooled in the second stage of the two-stage cooling process by a moving flow of air.

8. Method according to claims 4 to 7, **characterised in that** during the overageing treatment the flat steel product passes through a space screened from the environment and in which the temperature of the flat steel product, starting from a maximum inlet temperature of 450 °C, is 100 - 400 °C at the end.

9. Method according to any one of claims 4 to 8, **characterised in that** the coating with the metallic protective layer is made electrolytically.

Revendications

1. Produit plat en acier laminé à froid qui

EP 2 684 975 B1

- est fabriqué à partir d'un acier qui contient les éléments suivants (en % en poids)

C : 0,12 - 0,19 %,
Mn : 1,5 - 2,5 %,
Si : > 0,60 - 1,0 %,
Al : ≤ 0,1 %,
Cr : 0,2 - 0,6 %,
Ti : 0,05 - 0,15 %

le reste étant du fer et des impuretés inévitables imputables au procédé de fabrication,

et qui présente

- une structure sans perlite et sans bainite avec une proportion de martensite de 4 - 20 % en volume, une proportion d'austénite résiduelle de 2 - 15 % en volume, le reste étant du ferrite,
- un allongement à la rupture A80 d'au moins 15 %,
- une résistance à la traction Rm d'au moins 880 MPa,
- une limite d'élasticité ReL d'au moins 550 MPa
et
- un rapport d'élargissement du trou λ_M supérieur à 6 %.

2. Produit plat en acier laminé à froid selon la revendication 1, **caractérisé en ce que** son contenu de Si se monte à au moins 0,65 % en poids.

3. Produit plat en acier laminé à froid selon une des revendications précédentes, **caractérisé en ce que** son contenu de Ti se monte à au moins 0,07 % en poids.

4. Procédé de fabrication d'un produit plat en acier laminé à froid constitué selon une des revendications de 1 à 3 comportant les étapes de travail suivantes:

- coulée d'une masse fondue d'acier qui contient les éléments suivants (en % en poids)

C: 0,12 - 0,19 %,
Mn: 1,5 - 2,5 %,
Si: > 0,60 - 1,0 %,
Al: ≤ 0,1 %,
Cr: 0,2 - 0,6 %,
Ti: 0,05 - 0,15 %

le reste étant du fer et des impuretés inévitables imputables au procédé de fabrication,

pour former un produit semi-fini consistant en une brame ou une brame mince,

- réchauffement du produit semi-fini à une température d'austénisation de 1100 - 1300 °C,
- laminage à chaud du produit semi-fini réchauffé pour former un feuillard à chaud, auquel cas la température finale de laminage à chaud est de 850 - 960 °C,
- refroidissement du feuillard à chaud à une température de bobinage de 500 - 650 °C,
- bobinage du feuillard à chaud refroidi à la température de bobinage,
- décapage, au choix, du feuillard à chaud,
- laminage à froid du feuillard à chaud pour former un produit plat en acier laminé à froid, auquel cas le degré de laminage à froid atteint lors du laminage à froid est d'au moins 30 %,
- recuit continu du produit plat en acier laminé à froid, auquel cas lors du recuit continu le produit plat en acier

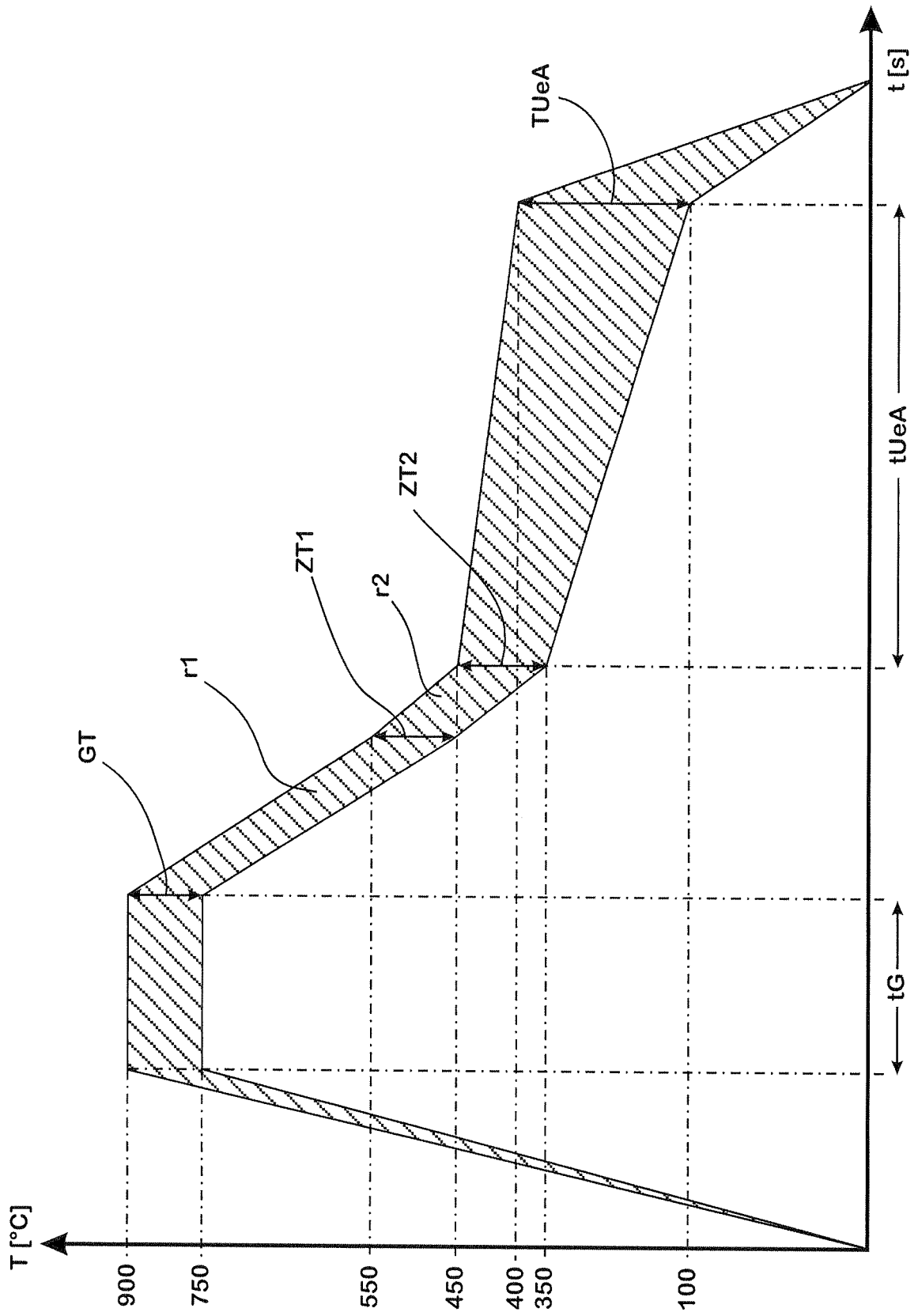
- est réchauffé à une température de recuit de 750 - 900 °C et est maintenu à cette température de recuit pendant 80 - 300 secondes et
- est refroidi en deux étapes, à la suite du processus de recuit, auquel cas le produit plat en acier est refroidi dans la première étape du processus de refroidissement à une température intermédiaire de 450 - 550 °C avec une vitesse de refroidissement de 8 - 100 K/s et

EP 2 684 975 B1

- dans la deuxième étape du processus de refroidissement à partir de la température intermédiaire à une température de 350 - 450 °C avec une vitesse de refroidissement de 2 - 100 K/s,

- vieillissement du produit plat en acier pendant une durée de vieillissement de 210 - 710 secondes, auquel cas à la fin du processus de vieillissement la température est de 100 - 400 °C,
- refroidissement du produit plat en acier à une température ambiante,
- laminage complémentaire du produit plat en acier avec un degré de laminage de 0,2 - 2 %,
- revêtement, au choix, du produit plat en acier avec une couche de protection métallique.

- 5
- 10
- 15
- 20
- 25
- 30
- 35
- 40
- 45
- 50
- 55
5. Procédé selon la revendication 4, **caractérisé en ce que** le refroidissement dans la première étape du processus de refroidissement à deux étapes a lieu par de l'air en circulation.
 6. Procédé selon une des revendications de 4 à 5, **caractérisé en ce que** le produit plat en acier est refroidi au moins dans la deuxième étape du processus de refroidissement à deux étapes par un contact avec des rouleaux refroidis.
 7. Procédé selon une des revendications de 4 à 6, **caractérisé en ce que** le produit plat en acier est refroidi dans la deuxième étape du processus de refroidissement à deux étapes par un flux d'air en circulation.
 8. Procédé selon une des revendications de 4 à 7, **caractérisé en ce que** le produit plat en acier lors de traitement de vieillissement traverse un espace protégé par rapport à l'environnement, dans lequel la température du produit plat en acier passe d'une température d'entrée étant au maximum de 450 °C à une température étant à la fin de 100 - 400 °C.
 9. Procédé selon une des revendications de 4 à 8, **caractérisé en ce que** le revêtement avec une couche de protection métallique a lieu de manière électrolytique.



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 2028282 A1 [0005]

In der Beschreibung aufgeführte Nicht-Patentliteratur

- **WOESTMANN, S. ; KÖHLER, T. ; SCHOTT, M.**
Forming High-Strength Steels. *SAE Technical*, 2009
[0007]