

(19)



(11)

EP 3 872 193 A1

(12)

EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG

(43) Veröffentlichungstag:
01.09.2021 Patentblatt 2021/35

(21) Anmeldenummer: **21159610.1**

(22) Anmeldetag: **26.02.2021**

(51) Int Cl.:

<i>C21D 1/02</i> (2006.01)	<i>C21D 1/19</i> (2006.01)
<i>C21D 1/25</i> (2006.01)	<i>C21D 1/74</i> (2006.01)
<i>C21D 8/02</i> (2006.01)	<i>C21D 8/04</i> (2006.01)
<i>C21D 9/46</i> (2006.01)	<i>C21D 9/48</i> (2006.01)
<i>C22C 38/04</i> (2006.01)	<i>C22C 38/26</i> (2006.01)
<i>C22C 38/28</i> (2006.01)	<i>C22C 38/38</i> (2006.01)
<i>C21D 1/84</i> (2006.01)	<i>C22C 38/20</i> (2006.01)
<i>C22C 38/22</i> (2006.01)	<i>C22C 38/32</i> (2006.01)
<i>C22C 38/40</i> (2006.01)	

(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
Benannte Validierungsstaaten:
KH MA MD TN

(30) Priorität: **26.02.2020 EP 20159610**

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

(72) Erfinder:

- **Hisker, Frank, Dr. 46240 Bottrop (DE)**
- **Abraham, Sarah 45657 Recklinghausen (DE)**
- **Sebald, Roland, Dr. 47608 Geldern (DE)**

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

(54) **VERFAHREN ZUR HERSTELLUNG EINES WARMGEWALZTEN STAHLFLACHPRODUKTS UND STAHLFLACHPRODUKT**

(57) Die Erfindung betrifft ein Verfahren zur Herstellung eines warmgewalzten Stahlflachprodukts mit einem Gefüge aus (in Vol.-%) 4 - 50 % angelassenem, inselförmigen Martensit, 30 - 96 % Ferrit, < 10 % Restaustenit, Rest ≤ 66 % Bainit oder bainitischem Ferrit. Dabei wird (a) eine Stahlschmelze aus, in Masse-%, C: 0,05 - 0,15 %, Si: < 0,5 %, Mn: 0,7 - 2,1 %, Al: < 0,1 %, Cr: 0,2 - 1 %, in Summe 0,01 - 0,1 % Nb, Ti oder V, B: < 0,0015 %, Mo: < 0,2 %, Cu: < 0,2 %, Ni: < 0,2 %, P: < 0,05 %, N: < 0,01 % und als Rest aus Fe und ≤ 0,1 % Verunreinigungen besteht, zu einem Vorprodukt vergossen, das (b) bei 1150 - 1380 °C durcherwärmt, (c) optional entzündert und (d), falls erforderlich, bei 1020 - 1150 °C auf 30 - 50 mm vorgewalzt wird. Dann wird es zu einem 1,4 - 6,4 mm dicken Band mit einer Warmwalzendtemperatur ET

warmgewalzt, für die gilt $Ar_3 \leq ET \leq 200 \text{ °C} + Ar_3$ -Temperatur des Stahls. Es folgt (f) eine Abkühlung auf eine Haspeltemperatur HT, für die gilt Martensitstarttemperatur T_{MS} des Stahls $> HT \geq$ Raumtemperatur RT, wobei die Abkühlung von ET bis zu einer Zwischentemperatur Tz, für die gilt $Tz < Ar_1 - 50 \text{ °C}$, mit $\geq 20 \text{ K/s}$ erfolgt. Nach Erreichen von Tz wird das Band entweder zwischen T_{MS} und RT mit 5 - 100 K/s gekühlt oder mit 10 - 130 K/s auf eine Kühlstopptemperatur Tsp von 550 - 770 °C, bei der das Warmband optional für $\leq 5 \text{ s}$ gehalten wird, und dann auf eine zwischen Tsp und RT liegende Haspeltemperatur HT abgekühlt. Das Warmband wird bei HT gehaspelt, dann weiter abgekühlt oder gehalten, (g) für 4 - 16 h bei 150 - 500 °C angelassen und (h) mit 4 - 700 K/h auf RT abgekühlt.

EP 3 872 193 A1

Beschreibung

[0001] Die Erfindung betrifft ein Verfahren zur Herstellung eines warmgewalzten Stahlflachprodukts mit einem Gefüge, dessen Hauptbestandteile angelassener oder frisch gebildeter Martensit und Ferrit sind, wobei der Rest des Gefüges von Restaustenit, Bainit und/oder Zementit aufgefüllt ist.

[0002] Ebenso betrifft die Erfindung ein Stahlflachprodukt mit entsprechend beschaffenem Gefüge, wobei sich das Stahlflachprodukt insbesondere durch das erfindungsgemäße Verfahren herstellen lässt.

[0003] Im vorliegenden Text sind, soweit nicht explizit etwas anderes vermerkt ist, Angaben zu den Gehalten von Legierungsbestandteilen stets in Masse-% gemacht. Die Anteile des Gefüges eines Stahlflachprodukts sind hier in Vol.-% angegeben, sofern nicht etwas anderes vermerkt ist.

[0004] Die Bildanalyse zur quantitativen Gefügebestimmung erfolgt lichtoptisch mittels Lichtmikroskopie ("LOM") mit 1000-facher und mit einem Feldemissions-Rasterelektronenmikroskop ("FE-REM") mit 20.000-facher Auflösung. Die Darstellung und Vermessung des bei erfindungsgemäßen Stahlflachprodukten, wie unten erläutert, an den Martensitinseln des Gefüges vorhandenen Restaustenit-Saumes, erfolgte ebenfalls mit dem FE-REM bei ebenfalls 20.000-facher Vergrößerung. Die hier erwähnten Festigkeits- und Dehnungseigenschaften, wie Zugfestigkeit Rm, Gleichmaßdehnung Ag, Bruchdehnung A50 von Stahlflachprodukten wurden im Zugversuch nach DIN-EN 6892-1 Probenform 1 quer zur Walzrichtung (WR) ermittelt, sofern nichts anderes vermerkt. Die Bruchdehnung A80 wurde nach DIN EN 2566-1 (Sept-1999-Kap. 9.3) berechnet.

[0005] Das Lochaufweitungsverhalten bzw. die jeweils erzielbare Lochaufweitung HER der Stahlflachprodukte wurden an 100*100 Proben nach ISO 16630 bestimmt.

[0006] Die qualitative C-Verteilung im Gefüge der Stahlflachprodukte wurde mittels einer FE-Mikrosonde bestimmt, wie von H. Farivar et al. im Artikel "Experimental quantification of carbon gradients in martensite and its multi-scale effects in a DP steel", MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING A-STRUCTURAL MATERIALS PROPERTIES MICROSTRUCTURE AND PROCESSING 718 (2018) 250-259 beschrieben. Ein Beispiel zur hier verwendeten Auswertung findet sich in Fig. 1.

[0007] Es ist bekannt, dass aus Dualphasenstählen bestehende Stahlflachprodukte zu Kantenrissen neigen. Dies kann insbesondere bei Stahlflachprodukten mit hoher Festigkeit zu Ausfällen im Presswerkzeug führen. Die Kantenrissneigung wird üblicherweise durch die gemäß ISO 16630 ermittelte Lochaufweitung HER charakterisiert. Hohe Werte der Lochaufweitung HER stehen dabei für eine geringere Kantenrissneigung: Um das Anwendungsspektrum von hochfesten, aus Dualphasen-Stählen bestehenden Stahlflachprodukten der hier in Rede stehenden Art zu erweitern, wird jedoch nicht nur eine geringe Kantenrissneigung, sondern auch eine hohe Streckgrenze Re gefordert, die mit einem hohen, aus der Streckgrenze Re und der Zugfestigkeit Rm gebildeten Streckgrenzenverhältnis Re/Rm einhergeht.

[0008] Aus der EP 2 690 183 A1 ist ein warmgewalztes Stahlflachprodukt bekannt, das, in Masse-%, aus C: 0,10 - 0,60 %, Si: 0,4 - 2,0 %, Al: bis zu 2,0 %, Mn: 0,4 - 2,5 %, Ni: bis zu 1 %, Cu: bis zu 2,0 %, Mo: bis zu 0,4 %, Cr: bis zu 2 %, Ti: bis zu 0,2 %, Nb: bis zu 0,2 %, V: bis zu 0,5 % sowie als Rest aus Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen zusammengesetzt ist. Dabei besteht das Gefüge des Stahlflachprodukts neben optional vorhandenen Anteilen von bis zu 5 Vol.-% Ferrit und bis zu 10 Vol.-% Martensit zu mindestens 60 Vol.-% aus Bainit und als Rest aus Restaustenit, wobei zumindest ein Teil des Restaustenits in blockiger Form und die Blöcke des in blockiger Form vorliegenden Restaustenits zu mindestens 98 % einen mittleren Durchmesser von weniger als 5 µm aufweisen. Dabei lässt sich ein solches Stahlflachprodukt herstellen, indem ein Vorprodukt in Form einer Bramme, Dünnbramme oder eines gegossenen Bands aus einer in der angegebenen Weise zusammengesetzten Schmelze erzeugt wird, das dann zu einem Warmband in einem oder mehreren Walzstichen warmgewalzt wird, wobei das erhaltene Warmband beim Verlassen des letzten Walzstichs eine Warmwalzendtemperatur von mindestens 880 °C aufweist. Das so erhaltene warmgewalzte Stahlflachprodukt wird mit einer Abkühlrate von mindestens 5 °C/s beschleunigt auf eine Haspeltemperatur abgekühlt, die zwischen der Martensitstarttemperatur MS und 600 °C liegt, und bei dieser Temperatur zu einem Coil gewickelt. Im Coil erfolgt dann die Abkühlung des Stahlflachprodukts, wobei die Temperatur des Coils während der Abkühlung zur Bildung von Bainit in einem Temperaturbereich gehalten wird, dessen Obergrenze gleich der Bainitstarttemperatur BS, ab der Bainit im Gefüge des Warmbands entsteht, und dessen Untergrenze gleich der Martensitstarttemperatur MS ist, ab der Martensit im Gefüge des Warmbands entsteht, bis mindestens 60 Vol.-% des Gefüges des Warmbands aus Bainit bestehen. Ein derart erzeugtes warmgewalztes Stahlflachprodukt weist regelmäßig Zugfestigkeiten Rm von mehr als 1000 MPa, insbesondere mindestens 1200 MPa, bei Dehnungen A80 auf, die ebenso regelmäßig oberhalb von 17 %, insbesondere oberhalb von 19 %, liegen. Dementsprechend liegt die Güte Rm*A80 der bekannten Stahlflachprodukte regelmäßig im Bereich von 18000 - 30000 MPa*%.

[0009] Des Weiteren ist aus der WO 2015/158731 A1 ein Verfahren zur Herstellung eines kaltgewalzten Stahlflachprodukts bekannt, dessen Gefüge aus, in Vol.-%, mindestens 10 % gehärtetem Martensit, weniger als 10 % Bainit, weniger als 10 % Restaustenit und als Rest Ferrit besteht und das ein Streckgrenzenverhältnis Re/Rm von mindestens 0,7 bei einer Zugfestigkeit Rm von mehr als 750 MPa und eine Lochdehnung HER von mindestens 18 % aufweist. Das Stahlsubstrat dieses kaltgewalzten Stahlflachprodukts besteht aus Eisen, unvermeidlichen Verunreinigungen und, in

EP 3 872 193 A1

Masse-%, 0,05 - 0,20 % C, 0,25 - 1,00 % Si, 1,0 - 3,0 % Mn, 0,02 - 1,5 % Al, 0,1 - 1,5 % Cr, weniger als 0,02 % N, weniger als 0,03 % P, weniger als 0,05 % S und optional einem oder mehreren Elementen aus der Gruppe "Ti, Mo, Nb, V, B", mit der Maßgabe, dass der Ti-Gehalt bis zu 0,15 %, der Mo-Gehalt weniger als 2 %, der Nb-Gehalt weniger als 0,1 %, der V-Gehalt weniger als 0,12 % und der B-Gehalt 0,0005 - 0,003 % beträgt. Das so zusammengesetzte kaltgewalzte Stahlflachprodukt wird einer zusätzlichen Wärmebehandlung unterzogen, bei der es für eine Glühzeit von 4,5 - 24 Stunden bei einer Glühtemperatur von bis zu 150 - 400 °C gehalten wird. Durch eine solche Langzeitglühung, die bei vergleichsweise niedrigen Temperaturen durchgeführt wurde, kommt es zu einem deutlichen Anstieg der Streckgrenze Re und einer Verbesserung der Lochdehnung.

[0010] Ausgehend von dem voranstehend erläuterten Stand der Technik hat sich die Aufgabe gestellt, ein Verfahren zur Herstellung eines Stahlflachprodukts anzugeben, das hinsichtlich seiner mechanischen Eigenschaften weiter verbessert ist und sich insbesondere durch ein günstiges Lochaufweitungsverhalten auszeichnet.

[0011] Ebenso sollte ein warmgewalztes Stahlflachprodukt mit einem Eigenschaftsspektrum angegeben werden, das eine optimierte Kombination aus hoher Festigkeit und guter Verformbarkeit, insbesondere gutem Lochaufweitungsverhalten, aufweist.

[0012] In Bezug auf das Verfahren hat die Erfindung diese Aufgabe dadurch gelöst, dass bei der Herstellung eines warmgewalzten Stahlflachprodukts mindestens die in Anspruch 1 angegebenen Arbeitsschritte absolviert werden.

[0013] Dabei versteht es sich von selbst, dass bei der Durchführung des erfindungsgemäßen Verfahrens der Fachmann nicht nur die in den Ansprüchen erwähnten und hier im Detail erläuterten Verfahrensschritte absolviert, sondern auch alle sonstigen Schritte und Tätigkeiten ausführt, die bei der praktischen Umsetzung derartiger Verfahren im Stand der Technik regelmäßig durchgeführt werden, wenn sich hierzu die Notwendigkeit ergibt.

[0014] Ein die voranstehend genannte Aufgabe lösendes warmgewalztes Stahlflachprodukt weist mindestens die im Anspruch 8 angegebenen Merkmale auf.

[0015] Ein erfindungsgemäß warmgewalztes Stahlflachprodukt weist dementsprechend eine Lochaufweitung HER von mindestens 30 % und ein Stahlsubstrat auf,

- das aus, in Masse-%, C: 0,05 - 0,15 %, Si: < 0,5 %, Mn: 0,7 - 2,1 %, Al: < 0,1 %, Cr: 0,2 - 1 %, mindestens einem Element der Gruppe "Nb, Ti, V" mit der Maßgabe, dass die Summe der Gehalte an Nb, Ti und / oder V 0,01 - 0,1 % beträgt, B: < 0,0015 %, Mo: < 0,2 %, Cu: < 0,2 %, Ni: < 0,2 %, P: < 0,05 %, N: < 0,01 % und als Rest aus Fe und in Summe höchstens 0,1 Masse-% unvermeidbaren Verunreinigungen besteht und

- dessen Gefüge zu 4 - 50 Vol.-% aus angelassenem, inselförmig im Gefüge vorliegendem Martensit, bei dem mindestens 10 % der Martensitinseln an ihrem Umfang mindestens abschnittsweise von einem Saum umgrenzt sind, und zu 30 - 96 Vol.-% aus Ferrit besteht, wobei der nicht durch Martensit und Ferrit eingenommene Anteil aus bis zu 66 Vol.-% Bainit oder bainitischem Ferrit und weniger als 10 Vol.-% Restaustenit besteht und wobei der C-Gehalt des Saums zumindest in einem Abschnitt höher ist als der C-Gehalt des Mittenbereichs der Martensitinsel.

[0016] Bei einer erfindungsgemäßen Herstellung eines warmgewalzten Stahlflachprodukts mit einem Gefüge, das zu 4 - 50 Vol.-% aus angelassenem, inselförmig vorliegendem Martensit und zu 30 - 96 Vol.-% aus Ferrit besteht, wobei der jeweils nicht durch Martensit und Ferrit eingenommene Anteil des Gefüges aus bis zu 66 Vol.-% Bainit und/oder bainitischem Ferrit und weniger als 10 Vol.-% Restaustenit besteht, werden somit mindestens folgende Arbeitsschritte absolviert:

a) Vergießen einer Stahlschmelze zu einem Vorprodukt in Form einer Bramme, Dünnbramme oder eines gegossenen Bandes, wobei die Schmelze aus, in Masse-%,

C:	0,05	-	0,15 %,
Si:		<	0,5 %,
Mn:	0,7	-	2,1 %,
Al:		<	0,1 %,
Cr:	0,2	-	1 %,

mindestens einem Element der Gruppe "Nb, Ti, V" mit der Maßgabe, dass die Summe der Gehalte an Nb, Ti und / oder V 0,01 - 0,1 % beträgt,

B:	<	0,0015 %,
Mo:	<	0,2 %,

EP 3 872 193 A1

(fortgesetzt)

Cu:	< 0,2 %,
Ni:	< 0,2 %
P:	< 0,05 %
N:	< 0,01 %

und als Rest aus Fe und in Summe höchstens 0,1 Masse-% unvermeidbaren Verunreinigungen besteht;

b) Durcherwärmen des Vorprodukts bei einer Temperatur von 1150 -1380 °C;

c) optional: Entzundern des Vorprodukts;

d) im Fall, dass das Vorprodukt eine Bramme ist: Vorwalzen des Vorprodukts bei Temperaturen von 1020 - 1150 °C auf eine Dicke von 30 - 50 mm;

e) Warmwalzen des optional vorgewalzten Vorproduktes in einem oder mehreren Walzstichen zu einem warmgewalzten Band mit einer Dicke von 1,4 - 6,4 mm, wobei die Warmwalzendtemperatur ET, bei der das Warmwalzen beendet wird, mindestens gleich der Ar₃-Temperatur des Stahls und höchstens um 200 °C höher als die Ar₃-Temperatur des Stahls ist;

f) Abkühlen des erhaltenen Warmbands auf eine Haspeltemperatur HT, die in einem Bereich liegt, welcher unterhalb der Martensitstarttemperatur T_{MS} des Stahls beginnt und bei Raumtemperatur endet,

- wobei die Abkühlgeschwindigkeit dT1 in einem Temperaturbereich, der von der Warmwalzendtemperatur ET bis zu einer Zwischentemperatur Tz reicht, die 50 °C unterhalb der Ar₁-Temperatur des Stahls liegt, mindestens 20 K/s beträgt,

- wobei nach Erreichen der Zwischentemperatur Tz

- gemäß einer ersten Variante das Warmband mit einer Abkühlrate dT2' von 5 - 100 K/s abgekühlt wird, bis die Martensitstarttemperatur T_{MS} des Stahls erreicht ist, oder

- gemäß einer zweiten Variante das Warmband mit einer Abkühlrate dT2" von jeweils 10 - 130 K/s zunächst auf eine Kühlstopptemperatur Tsp, die im Bereich 550 - 770 °C liegt und bei der das Warmband optional über eine bis zu 5 s dauernde Haltedauer tH gehalten wird, und anschließend auf die Martensitstarttemperatur T_{MS} des Stahls abgekühlt wird, und

- wobei das Warmband anschließend auf die Haspeltemperatur abgekühlt wird und das so abgekühlte Warmband zu einem Coil gehaselt wird, wobei im Fall, dass die Haspeltemperatur HT oberhalb der Raumtemperatur liegt, das Stahlflachprodukt abschließend im Coil auf Raumtemperatur abgekühlt wird;

g) Anlassen des warmgewalzten Stahlflachprodukts über eine Anlassedauer t_{AN} von 4 - 16 h bei einer Anlasstemperatur T_{an} von 150 - 500 °C unter einer reduzierenden oder inerten Atmosphäre;

h) Abkühlen des angelassenen Stahlflachprodukts mit einer Abkühlgeschwindigkeit von 4 - 700 K/h auf Raumtemperatur.

[0017] Ein erfindungsgemäß warmgewalztes Stahlflachprodukt besitzt, wie erwähnt, eine Lochaufweitung HER von mindestens 30 %, wobei das warmgewalzte Stahlflachprodukt ein Stahlsubstrat aufweist, das aus, in Masse-%, C: 0,05 - 0,15 %, Si: < 0,5 %, Mn: 0,7 - 2,1 %, Al: < 0,1 %, Cr: 0,2 - 1 %, mindestens einem Element der Gruppe "Nb, Ti, V" mit der Maßgabe, dass die Summe der Gehalte an Nb, Ti und / oder V 0,01 - 0,1 % beträgt, B: < 0,0015 %, Mo: < 0,2 %, Cu: < 0,2 %, Ni: < 0,2 %, P: < 0,05 %, N: < 0,01 % und als Rest aus Fe und in Summe höchstens 0,1 Masse-% unvermeidbaren Verunreinigungen besteht, und dessen Gefüge zu 4 - 50 Vol.-% aus angelassenem, inselförmig im Gefüge vorliegendem Martensit und zu 30 - 96 Vol.-% aus Ferrit besteht, wobei der nicht durch Martensit und Ferrit eingenommene Anteil aus bis zu 66 Vol.-% Bainit oder bainitischem Ferrit und weniger als 10 Vol.-% Restaustenit besteht.

[0018] Wie im Anspruch 8 angegeben, sind im Gefüge des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts mindestens 10 % der Martensitinseln an ihrem Umfang mindestens abschnittsweise von einem Saum umgrenzt.

[0019] Es zeigt sich insbesondere, dass bei mindestens 70 % aller Martensitinseln ein das Zentrum der jeweiligen Martensitinsel abdeckender Mittenbereich vorhanden ist, der von einem an den Rand der jeweiligen Martensitinsel grenzenden Randbereich der betreffenden Martensitinsel umgrenzt ist, wobei der C-Gehalt des Randbereichs zumindest in einem Abschnitt höher ist als der C-Gehalt des Mittenbereichs.

[0020] Typischerweise nimmt der Abschnitt oder die Abschnitte des Randbereichs der Martensitinseln, in dem oder in denen ein höherer C-Gehalt vorliegt als im Mittenbereich der jeweiligen Martensitinsel, in Summe mindestens 30 -

70 % des Umfangs der betreffenden Martensitinsel ein (siehe auch Fig. 1).

[0021] Die im vorliegenden Text so bezeichneten "Martensitinseln" werden in der Fachsprache auch als "Martensitkörner" bezeichnet.

[0022] Dabei gelingt es bei erfindungsgemäßer Herstellweise ein warmgewalztes erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt zu erzeugen, bei denen bei allen Martensitinseln mit einem mittleren Durchmesser von mehr als 3 μm mindestens in einem Abschnitt ihrer Randbereiche ein höherer C-Gehalt vorhanden ist, als im Mittenbereich der jeweiligen Martensitinsel.

[0023] Erfindungsgemäß ist die Kühlung der erfindungsgemäß erzeugten warmgewalzten Stahlflachprodukte so modifiziert, dass Restaustenit an den Grenzen des Martensits erzeugt werden kann. Hierdurch kann eine extreme Verbesserung der mechanischen Eigenschaften und der Homogenität ihrer Verteilung erzielt werden.

[0024] Als im Hinblick auf die mechanischen Eigenschaften eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts besonders vorteilhaft erweist es sich dabei, dass die Martensitinseln des Gefüges eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts zumindest über eine Teillänge ihres Umfangs von einem aus Restaustenit bestehenden Saum eines zerfallenen Restaustenits, welcher sich in einem stark angehobenen C-Gehalt äußert, umgrenzt sind. Dessen Breite beträgt typischerweise 10 nm bis 1 μm , kann aber auch bis zu einem Drittel des Durchmessers der jeweiligen Martensitinsel betragen.

[0025] Die verbesserte Zugfestigkeit und Dehnung werden bei einem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt durch das Vorhandensein mehrerer Phasen und die damit einhergehende hohe Verfestigung, die gute Lochaufweitung durch die Reduzierung der Scherspannungen gegenüber reinen Dualphasengefügen erzielt.

[0026] So erreicht ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt Zugfestigkeiten R_m , Lochaufweitungen HER und Gleichmaßdehnungen A_g , deren Produkt $R_m \times \text{HER} \times A_g$ regelmäßig mindestens 300.000 $\text{MPa}\%^2$, insbesondere mindestens 320.000 $\text{MPa}\%^2$, beträgt.

[0027] Die Zugfestigkeit R_m eines erfindungsgemäßen warmgewalzten Stahlflachprodukts erreicht dabei regelmäßig Werte von mindestens 530 MPa, die Lochaufweitung HER regelmäßig Werte von mindestens 30 % und die Gleichmaßdehnung A_g regelmäßig Werte von mindestens 7 %.

[0028] Die Legierung der zur Herstellung eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts erzeugten Schmelze und damit einhergehend des Stahlsubstrats eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts ist wie folgt ausgewählt worden:

Kohlenstoff ("C") ist im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt in Gehalten von 0,05 - 0,15 Masse-% vorhanden, um das geforderte Festigkeitsniveau zu erreichen. Hierzu sind mindestens 0,05 Masse-% C erforderlich. Besonders sicher werden die erfindungsgemäß genutzten Effekte der Anwesenheit von C dann erreicht, wenn der C-Gehalt mindestens 0,065 Masse-% beträgt. Dabei wird durch die Begrenzung des C-Gehalts auf höchstens 0,15 Masse-%, insbesondere weniger als 0,15 Masse-%, sichergestellt, dass sich im Gefüge eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts eine ausreichende Menge an Ferrit bildet und dass sich der gebildete Martensit in Teilbereichen überhaupt verformen kann und dass somit Scherspannungen abgebaut werden können.

Diese Wirkung kann insbesondere dann erzielt werden, wenn der C-Gehalt auf höchstens 0,14 Masse-%, insbesondere höchstens 0,12 Masse-%, beschränkt ist.

[0029] Silizium ("Si") kann im Stahl eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts vorhanden sein, um den Stahl zu verfestigen. Dieser Effekt kann betriebssicher bei Si-Gehalten von mindestens 0,01 Masse-%, insbesondere 0,04 Masse-%, erzielt werden. Allerdings würden zu hohe Si-Gehalte die A_{r3} -Temperatur erhöhen. Dies würde das erfindungsgemäß angestrebte Warmwalzen in einem Temperaturbereich, in dem im Stahlflachprodukt vollständig austenitisches Gefüge vorliegt, erschweren. Die Erfindung vermeidet dies dadurch, dass der Si-Gehalt auf weniger als 0,5 Masse-%, insbesondere weniger als 0,4 Masse-%, beschränkt ist.

[0030] Mangan ("Mn") ist im Stahl eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts in Gehalten von 0,7 - 2,1 Masse-% vorhanden, um die Konzentration an C im Gefüge und damit einhergehend die Entstehung von unerwünschtem harten Martensit zu minimieren. Besonders sicher wird dieser Effekt bei Mn-Gehalten von mindestens 0,7 Masse-% erreicht. Bei Gehalten von mehr als 2,1 Masse-% besteht die Gefahr, dass Mn-Seigerungen im Gefüge des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts entstehen, durch die die mechanischen Eigenschaften beeinträchtigt würden. Dieser negative Einfluss der Anwesenheit von Mn kann dadurch besonders sicher ausgeschlossen werden, dass der Mn-Gehalt auf höchstens 2,0 Masse-% beschränkt wird.

[0031] Der Gehalt an Aluminium ("Al") ist im Stahl eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts auf weniger als 0,1 Masse-% beschränkt, um Auswirkungen dieses Legierungselements auf die A_{r3} -Temperatur zu vermeiden und eine optimierte Vergießbarkeit der Stahlschmelze zu gewährleisten. Al kann jedoch im Zuge der Stahlerzeugung zur Desoxidation eingesetzt werden. Hierzu sind typischerweise Al-Gehalte von mindestens 0,02 Masse-% erforderlich. Durch die Anwesenheit von Al ausgelöste negative Effekte können insbesondere dadurch vermieden werden, dass der Al-Gehalt auf weniger als 0,05 Masse-% beschränkt wird.

[0032] Chrom ("Cr") ist im Stahl eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts in Gehalten von 0,2 - 1 Masse-% vorhanden, um die Härbarkeit zu erhöhen und die Perlitbildung zu unterdrücken. Hierzu sind mindestens 0,2 Masse-% Cr

erforderlich, wobei sich die günstigen Einflüsse der Anwesenheit von Cr bei Cr-Gehalten von mindestens 0,25 Masse-% besonders sicher nutzen lassen. Gleichzeitig beträgt der Cr-Gehalt höchstens 1 Masse-%, um die erfindungsgemäß angestrebte Bildung von Ferrit im Gefüge des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts zu ermöglichen. Durch eine Beschränkung des Cr-Gehalts auf höchstens 0,9 Masse-% lässt sich dies besonders sicher gewährleisten.

[0033] Im Stahl eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts ist mindestens eines der Mikrolegierungselemente Niob ("Nb"), Vanadium ("V") und Titan ("Ti") enthalten, um die Feinkörnigkeit und Festigkeit zu erhöhen. Die Summe der Gehalte an diesen Elementen beträgt dabei erfindungsgemäß 0,01 - 0,1 Masse-%. Der jeweils vorgesehene Gehalt an den Mikrolegierungselementen kann dabei von den Mikroelementen alleine eingenommen werden oder es können zwei oder drei der genannten Mikrolegierungselemente kombiniert vorhanden sein. Die positiven Einflüsse der Mikrolegierungselemente auf die mechanischen Eigenschaften eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts lassen sich dabei besonders sicher nutzen, wenn die Summe an ihren Gehalten mindestens 0,01 Masse-% beträgt. Gleichzeitig sind die Gehalte an den Mikrolegierungselementen auf höchstens 0,1 Masse-%, insbesondere höchstens 0,05 Masse-%, beschränkt, um Ausscheidungen zu vermeiden und eine beschleunigte Rekristallisation zu ermöglichen.

[0034] Bor ("B") kann im Stahl eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts optional in Gehalten von bis zu 0,0015 Masse-% vorhanden sein. Es steigert besonders stark die Härbarkeit. Diese darf jedoch nicht zu hoch sein, um die Entstehung von ausreichenden Mengen an Ferrit im Gefüge eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts zu ermöglichen. Negative Effekte der Anwesenheit von B können dadurch besonders sicher vermieden werden, dass der B-Gehalt auf höchstens 0,0008 Masse-% beschränkt wird.

[0035] Molybdän ("Mo") kann dem Stahl eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts optional in Gehalten von weniger als 0,2 Masse-%, insbesondere weniger als 0,20 Masse-%, ebenfalls zugegeben werden, um die Härbarkeit zu steigern. Hierzu können in der Praxis mindestens 0,01 Masse-% Mo vorgesehen sein. Eine unter Kosten/Nutzen-Aspekten besonders ausgewogene Legierung eines erfindungsgemäßen Stahls enthält bis zu 0,18 Masse-% Mo oder bis zu 0,1 Masse-% Mo, insbesondere bis zu 0,05 Masse-% Mo, insbesondere bis zu 0,021 Masse-%, wie in den Ausführungsbeispielen gezeigt, oder bis zu 0,018 Masse-% Mo.

[0036] Kupfer ("Cu") kann dem Stahl eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts optional in Gehalten von weniger als 0,2 Masse-% ebenfalls zugegeben werden, um die Festigkeit weiter zu steigern (Ausscheidungs- und Mischkristallverfestigung). Betriebssicher genutzt werden kann die positive Wirkung der Anwesenheit von Cu bei Gehalten von mindestens 0,1 Masse-% Cu.

[0037] Nickel ("Ni") kann dem Stahl eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts optional in Gehalten von weniger als 0,2 Masse-% ebenfalls zugegeben werden, um die Festigkeit durch Ausscheidungs- und Mischkristallverfestigung weiter zu steigern. Betriebssicher genutzt werden kann die positive Wirkung der Anwesenheit von Ni bei Gehalten von mindestens 0,1 Masse-% Ni.

[0038] Phosphor ("P") kann im erfindungsgemäßen Stahl ebenso optional in Gehalten von weniger als 0,05 Masse-% vorhanden sein, um die Festigkeit weiter zu erhöhen und das Umwandlungsverhalten zu steuern. Betriebssicher genutzt werden kann die positive Wirkung der Anwesenheit von P bei Gehalten von mindestens 0,002 Masse-% P.

[0039] Stickstoff ("N") zählt zu den unvermeidbaren Verunreinigungen, die durch den Herstellungsprozess bedingt im Stahl vorhanden sind. Im erfindungsgemäßen Stahl sind Gehalte von weniger als 0,01 Masse-% als unschädlich für die Eigenschaften zugelassen. Höhere Konzentrationen würden zu groben Ausscheidungen führen, welche sich negativ auf das Umformverhalten auswirken könnten.

[0040] Im Arbeitsschritt b) wird das aus einer entsprechend den voranstehenden Anmerkungen zusammengesetzten Schmelze in ansonsten konventioneller Weise gegossene Vorprodukt über eine Dauer, die typischerweise 60 - 960 min beträgt, bei einer Temperatur von 1150 - 1380 °C durcherwärmt. Die maximale Temperatur und die Dauer der Durcherwärmung sind dabei so zu bemessen, dass alle im Vorprodukt enthaltenen Karbide aufgelöst sind. Vorzugsweise liegt hierzu die Erwärmungstemperatur unterhalb von 1380 °C. Im Fall, dass eine konventionelle Bramme als Vorprodukt verarbeitet wird, hat sich eine Durcherwärmungsdauer von mindestens 60 min besonders bewährt, wobei eine Erwärmung über eine Dauer von maximal 8 h in der Praxis bei konventionellen Brammenabmessungen für die Durcherwärmung ausreicht. Die Untergrenze des erfindungsgemäß vorgegebenen Bereichs der Temperatur der Durcherwärmung beträgt mindestens 1150 °C, vorzugsweise mehr als 1200 °C, um die Bildung von Ausscheidungen und sonstigen unerwünschten Phasen im Gefüge des Vorprodukts zu verhindern.

[0041] Um im nachfolgend durchlaufenen Warmwalzprozess ein Stahlflachprodukt mit optimaler Oberflächenbeschaffenheit erzeugen zu können, kann das Vorprodukt erforderlichenfalls optional entzündert werden, bevor es in den Warmwalzprozess eingespeist wird.

[0042] Jedenfalls im Fall, dass das Vorprodukt eine Bramme ist wird das Vorprodukt bei Temperaturen von 1020 - 1150 °C auf eine Dicke von 30 - 50 mm vorgewalzt. Durch das Vorwalzen wird das Gussgefüge der Bramme kompaktiert, so dass beste Voraussetzungen für das nachfolgend absolvierte Fertig-Warmwalzen geschaffen sind. Handelt es sich bei dem Vorprodukt um eine Dünnbramme oder ein gegossenes Band, kann auf ein Vorwalzen verzichtet werden.

[0043] Das Warmwalzen des optional vorgewalzten Vorproduktes auf eine Dicke von 1,5 - 6,4 mm kann in konventioneller Weise in einem oder mehreren Schritten durchgeführt werden. Entscheidend ist dabei nur, dass die Warmwal-

zendtemperatur T_{we} , bei der das Warmwalzen beendet wird, mindestens gleich der A_{r3} -Temperatur des Stahls und höchstens um 200 °C höher als die A_{r3} des Stahls ist, wobei Warmwalzendtemperaturen von 820 - 900 °C besonders praxisgerecht sind.

[0044] Die A_{r3} -Temperatur von Stählen der erfindungsgemäß verarbeiteten Art kann in konventioneller Weise experimentell ermittelt oder der in CHOQUET, P. et al.: Mathematical Model for Predictions of Austenite and Ferrite Microstructures in Hot Rolling Processes. IRSID Report, St. Germain-en-Laye, 1985. 7 p. angegebenen Formel (1)

$$A_{r3} = 902 - 527 \cdot \%C - 62 \cdot \%Mn + 60 \cdot \%Si$$

mit %C = C-Gehalt, %Mn = Mn-Gehalt, %Si = Si-Gehalt, des Stahls
in einer für die Erfindung ausreichenden Weise abgeschätzt werden.

[0045] Die Warmwalzendtemperatur ist dabei erfindungsgemäß so gewählt, dass möglichst ausschließlich in einem Temperaturbereich warmgewalzt wird, bei dem im warmgewalzten Stahlflachprodukt ein austenitisches Gefüge vorliegt. Hierzu kann die Warmwalzendtemperatur auf mindestens 820 °C eingestellt werden. Gleichzeitig liegt die Warmwalzendtemperatur um höchstens 200 °C, insbesondere weniger als 200 °C, oberhalb der A_{r3} -Temperatur, um die Ausprägung eines feinkörnigen Austenitgefüges zu unterstützen, in dem möglichst viele Keimstellen für die nachfolgende Ferritbildung vorliegen. Besonders geeignete Warmwalzendtemperaturen liegen demnach im Bereich von 820 - 900 °C.

[0046] Von besonderer Bedeutung für den Erfolg der Erfindung ist auch die Strategie der Abkühlung des durch das Warmwalzen erhaltenen Warmbands auf die jeweilige Haspeltemperatur. So muss die Kühlrate dT_1 zwischen der Warmwalzendtemperatur und der Zwischentemperatur von $A_{r1} - 50$ °C mindestens 20 K/s betragen, damit ein Konzentrationsprofil von C im Austenit entsteht, der später zu Martensit umgewandelt wird. Dabei kann die Abkühlung mit der Kühlrate dT_1 auch bis zu einer Zwischentemperatur fortgesetzt werden, die um 100 °C unterhalb der A_{r1} -Temperatur liegt (Zwischentemperatur = $A_{r1} - 100$ °C).

[0047] Besonders geeignet sind hier Abkühlgeschwindigkeiten dT_1 von mindestens 30 K/s. Nach oben ist die Abkühlrate dT_1 in der Praxis aus Effizienzgründen auf 90 K/s, insbesondere auf höchstens 70 K/s, beschränkt. Durch die erfindungsgemäß gesteuerte Abkühlung bis zur Zwischentemperatur T_z wird die Abkühlgeschwindigkeit so gesteuert, dass einerseits ausreichend Ferrit gebildet und eine ausreichend hohe Diffusion von Kohlenstoff aus dem Ferrit in den angrenzenden Austenit ermöglicht wird, durch den der später den Saumbereich der Martensitinseln bildende Restaustenit mit Kohlenstoff angereichert wird. In diesem Temperaturbereich kann vor allem die C-Diffusion aus dem sich bildenden Ferrit in den angrenzenden Restaustenit erfolgen und hierin diffundieren.

[0048] Die A_{r1} -Temperatur kann in konventioneller Weise experimentell ermittelt oder nach der Formel (2)

$$A_{r1} = 741,7 - 7,13x\%C - 14,09x\%Mn + 16,26x\%Si + 11,54x\%Cr - 49,69x\%Ni$$

mit %C = C-Gehalt, %Mn = Mn-Gehalt, %Si = Si-Gehalt, %Cr = Cr-Gehalt und %Ni = Ni-Gehalt des Stahls abgeschätzt werden, die von LUTSENKO, A. et al. im Artikel "The Definition and Use of Technological Reserves - An Effective Way to Improve the Production Technology of Rolled Metal", erschienen in 9th International Rolling Conference, Associazione Italiana di Metallurgia, Venice, June 2013, 8 p., angegeben worden ist.

[0049] Durch die erfindungsgemäß gesteuerte Abkühlung wird im Gefüge eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts inselartig vorliegender Martensit erhalten, der über sein Volumen eine inhomogene Verteilung des Kohlenstoffgehalts besitzt. Trotz Anlassens bleibt die inhomogene C-Verteilung bestehen. Die Martensitränder zeigen einen sehr hohen C-Gehalt, welcher in der FE-Mikrosonde gut zu detektieren ist. Dieser Saum mit erhöhter C-Konzentration weist typischerweise eine Breite von 10 nm - 1 µm auf, wobei seine Breite auch bis zu 1/3 des Durchmessers der Martensitinsel betragen kann.

[0050] Die zum Randbereich ansteigende Kohlenstoffkonzentration erstreckt sich bei einem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt um mindestens 30 % des Umfangs der Martensitinseln und liegt insbesondere nicht nur bei mindestens 10 %, sondern bei mindestens 70 % aller Martensitinseln vor. Dabei ist das erfindungsgemäß erzeugte Profil der C-Konzentration an allen Martensitinseln zu beobachten, die einen Durchmesser (Hälfte der kürzesten Länge + längste Länge in Fig 1. an der Martensitinsel (M)) von > 3 µm aufweisen.

[0051] Der Saum, in dem ein höherer C-Gehalt vorliegt als im Mittenbereich der jeweiligen Martensitinsel, kann, wie in Anspruch 9 angegeben, in Summe auch mindestens 50 % des Umfangs der betreffenden Martensitinsel einnehmen.

[0052] Der erfindungsgemäß in den Martensitinseln des Gefüges erzeugte C-Gradient steigert die Lochaufweitung HER, da die Entstehung von großen, bezüglich der Kohlenstoffverteilung homogenen Martensitinseln verhindert wird, die die Scherspannung in einer ferritischen Matrix erhöhen und damit die Lochaufweitung minimieren würde. Zudem werden durch den erfindungsgemäß zwischen der Ferrit-Matrix und der jeweiligen Martensitinsel vorhandenen Restaustenit sanftere Übergänge zwischen der weichen Ferrit-Matrix und den harten Martensitinseln erzielt bzw. die Verformung

in Teilbereichen der Martensitinsel erleichtert. Durch die C-Verteilung können sich Bereiche im Martensit bei einer äußeren Belastung bereits frühzeitiger umformen, durch die für die Lochaufweitung HER schädliche steile Härtesprünge reduziert werden. Dennoch bleibt eine hohe Verfestigung des Gefüges auf Grund der Härteunterschiede bestehen. Somit erhält man bei hohen Festigkeitswerten eine gute Dehnung in Kombination mit guten Löchaufweitungswerten HER.

[0053] Die weitere Kühlstrategie fördert untergeordnet die vorteilhaften Produkteigenschaften: Nachdem die Zwischentemperatur T_z erreicht ist, wird in einem zweiten Abschnitt der Abkühlung die Abkühlgeschwindigkeit im Temperaturbereich bis zur Martensitstarttemperatur T_{MS} so gesteuert, dass die Diffusionslänge von C in Austenit möglichst begrenzt bleibt. Die Martensitstarttemperatur T_{MS} kann in konventioneller Weise experimentell bestimmt oder gemäß der von S.M.C. Van Bohemen im Artikel "Bainite and martensite start temperature calculated with exponential carbon dependence", Mater. Sci. Technol. 28 (2012) 487-495, veröffentlichten Formel (3)

$$T_{MS} = 565 - 600 \times (1 - \text{EXP}(-0,96\%C)) - 31\%Mn - 13\%Si - 10\%Cr - 12\%Mo$$

mit %C = C-Gehalt, %Mn = Mn-Gehalt, %Si = Si-Gehalt, %Cr = Cr-Gehalt und %Mo = Mo-Gehalt des Stahls abgeschätzt werden.

[0054] Gemäß einer ersten Variante des zweiten Abschnitts der Abkühlung wird das Warmband ausgehend von der Zwischentemperatur T_z mit einer Abkühlrate dT_2' von mindestens 5 K/s, insbesondere mehr als 5 K/s oder mindestens 20 K/s abgekühlt, bis die Martensitstarttemperatur T_{MS} erreicht ist. Dabei ist die Abkühlgeschwindigkeit dT_2' bei dieser Variante auf höchstens 100 K/s begrenzt, um zu gewährleisten, dass eine Diffusion von Kohlenstoff aus dem zuvor gebildeten Ferrit in den angrenzenden Austenit stattfinden kann.

[0055] Dies kann besonders sicher gewährleistet werden, indem die Abkühlrate dT_2' auf höchstens 70 K/s beschränkt wird. Besonders praxisgerecht ist es somit, wenn die Abkühlrate dT_2' 20 - 70 K/s beträgt.

[0056] Gemäß der zweiten Variante des zweiten Abschnitts der Abkühlung wird die Kühlung bis zur Martensitstarttemperatur T_{MS} mit einer Abkühlrate dT_2'' von 10 - 130 K/s absolviert. Eine Abkühlrate dT_2'' von mindestens 10 K/s, insbesondere mindestens 30 K/s, begrenzt zudem die Kohlenstoffdiffusion aus dem Ferrit in den Austenit. Die Diffusion einer ausreichenden Menge an Kohlenstoff kann dadurch unterstützt werden, dass die Kühlung bei einer Kühlstoptemperatur von 550 - 700 °C für bis zu 5 s unterbrochen wird. Besonders praxisgerecht ist hier eine Pause, die mindestens 1 s beträgt. Gleichzeitig sollte hier die Abkühlrate dT_2'' höchstens 130 K/s, insbesondere weniger als 100 K/s, betragen, um eine ausreichende C-Diffusionslänge in den Austenit überhaupt zu ermöglichen. Dies kann dadurch besonders sicher gewährleistet werden, dass die Abkühlrate dT_2'' auf höchstens 80 K/s beschränkt wird. Besonders praxisgerecht ist es somit, wenn die Abkühlrate dT_2'' 30 - 80 K/s beträgt.

[0057] Der dritte Abschnitt der Abkühlung, in dem das warmgewalzte Stahlflachprodukt nach Erreichen der Martensitstarttemperatur T_{MS} auf die Haspeltemperatur abgekühlt wird, ist unkritisch und kann mit einer Abkühlrate an ruhender Luft erfolgen. Die Haspeltemperatur HT ist dabei geringer als die Martensitstarttemperatur und kann bis zur Raumtemperatur reichen. In der Praxis liegt die Haspeltemperatur HT typischerweise in einem Bereich, der von der Raumtemperatur bis 100 °C reicht, insbesondere 20 - 80 °C beträgt.

[0058] Das so abgekühlte warmgewalzte Stahlflachprodukt wird zu einem Coil gehaspelt. Im Fall, dass die Haspeltemperatur HT oberhalb der Raumtemperatur liegt, wird das Stahlflachprodukt abschließend im Coil auf Raumtemperatur abgekühlt.

[0059] Schon der erfindungsgemäß eingestellten niedrigen Haspeltemperatur kommt eine besondere Bedeutung zu. Sie ermöglicht dem im warmgewalzten Stahlflachprodukt enthaltenen Kohlenstoff (C) noch kurze Wege, um im letzten Abkühlschritt der Warmbandfertigung zu diffundieren. Die Löslichkeit von Kohlenstoff in alpha-Fe ist sehr gering. Deshalb wandert dieser aus den Zentren der aus frisch gebildetem Martensit gebildeten Inseln heraus in Richtung von deren Rändern. Hier wiederum erschweren angrenzende Phasen, wie Ferrit und Bainit die weitere Diffusion. Bei vielen Martensitinseln ist deshalb in deren Randbereich aufgrund der dort vorliegenden hohen Konzentrationen an Kohlenstoff ein die Martensitinseln zumindest abschnittsweise umgrenzender Saum aus Restaustenit vorhanden. Dieser Saum kann mittels einer FE-REM-Mikrosondenanalyse überprüft werden. Auch zeigen sich innere Spannungen innerhalb der Martensitkörner, die durch EBSD-Messungen ermittelt werden können und bei erfindungsgemäßen Stahlflachprodukten viel höher sind als bei konventionellen Warmbändern mit korrespondierender Zusammensetzung (FIG 3). Die EBSD Messungen wurden entsprechend denen bei H. Farivar et al. im Artikel "Experimental quantification of carbon gradients in martensite and its multi-scale effects in a DP steel", MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING A-STRUCTURAL MATERIALS PROPERTIES MICROSTRUCTURE AND PROCESSING 718 (2018) 250-259 beschriebenen Verfahren durchgeführt.

[0060] Grundlage für die verbesserte Zugfestigkeit und Dehnung bei einem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt sind die in seinem Gefüge enthaltenen unterschiedlichen Phasen und die damit einhergehende hohe Verfestigung sowie die durch die spezielle C-Verteilung in den Martensitinseln und die damit einhergehende Ausprägung von Restaustenitsäumen erzielte Reduzierung der Scherspannungen gegenüber reinen Dualphasengefügen, die zu optimierten

Lochaufweitungswerten HER führen.

[0061] Die bereits bei der Abkühlung von der Haspeltemperatur HT auf die Raumtemperatur (~20 °C) stattfindenden Anlassprozesse führen zu kürzeren Inkubationszeiten, da bereits ein erhöhter Anteil von gelöstem Kohlenstoff vorliegt. Dies ist aus einer Veröffentlichung von Waterschoot zu entnehmen (T. Waterschoot, A.K. De, S. Vandeputte, D.B. Coomann, Static Strain Aging Phenomena in Cold-Rolled Dual-Phase Steels, Metall. and Mat. Trans. A (2003) 781). Da Inkubationstemperatur und Zeit meist über die Diffusion verknüpft sind, sind auch geringere Inkubationstemperaturen für die erfindungsgemäß nach dem Haspeln und der Abkühlung im Coil durchgeführte weitere Anlassbehandlung (Arbeitsschritte g, h)) notwendig.

[0062] Hierbei wird das erfindungsgemäß warmgewalzte Stahlflachprodukt bei einer Anlassstemperatur von 150 - 500 °C, insbesondere 150 - 400 °C, für eine Anlassedauer von 4 - 16 h unter einer inerten bzw. reduzierenden Atmosphäre gehalten. Typischerweise wird dazu ein konventioneller Haubenglühofen eingesetzt, in den das warmgewalzte Stahlflachprodukt als Coil eingesetzt wird.

[0063] Nach dem Anlassen erfolgt die Abkühlung des angelassenen Stahlflachprodukts mit einer Abkühlgeschwindigkeit von 4 - 700 K/h auf Raumtemperatur.

[0064] Durch diese Anlassbehandlung wird der durch die Anwesenheit des insbesondere aus Restaustenit bestehenden Saums zwischen dem harten Martensit und dem weichen Ferrit an sich schon abgemilderte Härtegradient weiter gemindert (Reduzierung der Martensit-Festigkeit und eventuell Aufhärten der Ferrit-Phasen durch Karbidausscheidungen). So wird z.B. der Kohlenstoff im Gefüge durch die erfindungsgemäße Anlassbehandlung stärker verteilt. Dies wiederum hat zur Folge, dass sich der Saum mit angereicherterem C-Gehalt verbreitert und damit einhergehend scharfe Härtegradienten zwischen den Martensit- und Ferrit-Anteilen des Gefüges abgeschwächt werden.

[0065] Der im Gefüge eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts in Anteilen von typischerweise mehr als 30 Vol.-% vorhandene verfestigte Ferrit unterstützt zudem ein beschleunigtes Anlassen, da Versetzungen schnelle Diffusionswege darstellen. Auch diese finden sich in den zur Erfindung gehörenden Warmbändern.

[0066] Die erfindungsgemäße Anlassbehandlung führt zu einer Zunahme der Lochaufweitung HER um mindestens 9 %, insbesondere mindestens 10 %, gegenüber der Lochaufweitung HER, die für ein erfindungsgemäßes warmgewalztes Stahlflachprodukt nach dem Haspeln und der Abkühlung im Coil erreicht werden (Arbeitsschritte g) und h)). Dies gilt bereits bei niedrigen Anlassstemperaturen und niedrigen Ferrit-Anteilen im Gefüge des jeweiligen Stahlflachprodukts. Die im Gefüge eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts vorhandenen Ferrit-Anteile ermöglichen vergleichbar kurze Anlassedauern, die durch höhere Anteile an Ferrit weiter verkürzt werden können. So kann bei Ferrit-Anteilen von 70 Vol.-% eine Steigerung der nach dem Haspeln und Abkühlen ohnehin schon hohen, typischerweise mindestens 20 % betragenden Lochaufweitung HER, um weitere mindestens 15 % erreicht werden.

[0067] So erreicht ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt Zugfestigkeiten Rm, Lochaufweitungen HER und Gleichmaßdehnungen Ag, deren Produkt $R_m \times HER \times Ag$ regelmäßig mindestens 300.000 MPa%², insbesondere mindestens 330.000 MPa%², beträgt.

[0068] Die Zugfestigkeit Rm eines erfindungsgemäßen warmgewalzten Stahlflachprodukts erreicht dabei regelmäßig Werte von mindestens 530 MPa, die Lochaufweitung HER regelmäßig Werte von mindestens 30 % und die Gleichmaßdehnung Ag regelmäßig Werte von mindestens 8 %

[0069] Das Streckgrenzenverhältnis Rp/Rm beträgt bei einem erfindungsgemäßen warmgewalzten Stahlflachprodukt regelmäßig mindestens 0,6, wobei typischerweise Streckgrenzenverhältnisse Rp/Rm von mindestens 0,65 erreicht werden.

[0070] Nachfolgend wird die Erfindung anhand von Ausführungsbeispielen näher erläutert. Es zeigen:

Fig. 1 eine Fe-Mikrosonde (C-Verteilung), erstellt am Warmband W1 (angelassen bei 400 °C für 10 h);

Fig. 2 eine Fe-REM Aufnahme, erstellt am Stahl W1 (angelassen bei 400 °C für 10 h);

Fig. 3 eine KAM 15° Analyse am Martensit, hier am Stahl W1 (angelassen bei 400 °C für 10 h).

[0071] Zur Erprobung der Erfindung sind fünf den Maßgaben der Erfindung entsprechend zusammengesetzte Schmelzen E1 - E5 erschmolzen worden, deren Zusammensetzungen in Tabelle 1 angegeben sind.

[0072] Darüber hinaus sind in Tabelle 1 für die Schmelzen E1 - E5 die gemäß den voranstehend erläuterten Formeln (1) - (3) abgeschätzten Martensitstarttemperaturen T_{MS} , Ar_3 -Temperaturen und Ar_1 -Temperaturen verzeichnet.

[0073] Die Schmelzen E1 - E5 sind auf konventionelle Weise zu Brammen vergossen worden, die jeweils bei 1150 - 1380 °C über einer Dauer von 60 min durcherwärmt worden sind.

[0074] Die so durcherwärmten Brammen sind einem Vorwalzen unterzogen worden, bei dem sie im Temperaturbereich von 1020 - 1150 °C zu jeweils einem Vorband mit einer Dicke von 30 - 50 mm warm vorgewalzt worden sind.

[0075] Die so vorgewalzten Brammen sind in sieben Stichen in konventioneller Weise zu warmgewalzten Bändern ("Warmband") WV und W1 - W11 mit einer Dicke Dw fertig warmgewalzt worden. Beim Verlassen des letzten Stichts

des Warmwalzens wiesen die Warmbänder WV und W1 - W11 eine Warmwalzendtemperatur ET auf, die jeweils oberhalb der Ar_3 -Temperatur des Stahls E1 - E5 lag, aus dem die Warmbänder WV und W1 - W11 jeweils bestanden.

[0076] Nach dem Warmwalzen sind die erhaltenen Warmbänder WV und W1 - W11 ausgehend von ihrer jeweiligen Warmwalzendtemperatur ET mit einer Abkühlrate dT_1 auf eine Zwischentemperatur T_z abgekühlt worden, die 50 °C unterhalb der Ar_1 -Temperatur des Stahls E1 - E5 lag, aus dem die Warmbänder WV und W1 - W11 jeweils bestanden.

[0077] Nach Erreichen der Zwischentemperatur T_z sind die Warmbänder WV, W1, W3 bis W8, W10 und W11 jeweils mit einer Abkühlrate dT_2' bis zur Martensitstarttemperatur T_{MS} des Stahls abgekühlt worden.

[0078] Die Warmbänder W2 und W9 sind dagegen zunächst mit einer Abkühlrate dT_2'' auf eine Kühlstopptemperatur T_{sp} , bei der sie über jeweils eine Haltedauer t_H gehalten worden sind, und dann auf die Martensitstarttemperatur T_{MS} des Stahls und Raumtemperatur abgekühlt worden.

[0079] Ausgehend von der Martensitstarttemperatur T_{MS} sind die Warmbänder WV und W1 - W11 dann an ruhender Luft bis zur jeweiligen Haspeltemperatur HT abgekühlt worden, bei der sie zu einem Coil gehaselt worden sind. Im Coil erfolgte schließlich die Abkühlung auf Raumtemperatur.

[0080] Für die so erhaltenen Warmbänder WV und W1 - W11 sind die Dicke D_w , sowie die bei ihrer Erzeugung eingestellten Warmwalzendtemperaturen ET, Abkühlraten dT_1 , Abkühlraten dT_2' , Abkühlraten dT_2'' und Haspeltemperaturen HT in Tabelle 2 verzeichnet.

[0081] Während bei den Warmbändern VW und W1 bis W4 sowie W6 bis W11 die Maßgaben der Erfindung eingehalten worden sind, waren bei der Abkühlung des Warmbands WV nach dem Warmwalzen die Abkühlgeschwindigkeiten zu gering und die Haspeltemperatur HT zu hoch und beim Abkühlen des Warmbands W5 die Abkühlrate dT_1 zu gering.

[0082] Für die Warmbänder WV und W1 - W11 sind die Zugfestigkeit R_m , die Streckgrenze R_e , die Gleichmaßdehnung A_g , die Dehnung A50, die Dehnung A80 und die Lochaufweitung HER bestimmt worden. Die betreffenden Eigenschaften sowie das Produkt $R_m \times \lambda \times A_g$ und das Verhältnis R_e/R_m sind für die Warmbänder WV und W1 - W11 in Tabelle 3 verzeichnet.

[0083] Für die Warmbänder WV und W1 - W11 sind des Weiteren die Martensit-, Ferrit-, Bainit-, Perlit- und Restaustenit-Anteile des Gefüges bestimmt worden. Hier ergab sich für das nicht erfindungsgemäß abgekühlte Warmband W5 ein unerwünschter Perlit-Anteil des Gefüges von 15 Vol.-%.

[0084] Darüber hinaus sind für einige der Warmbänder WV und W1 - W11 die Martensit- und Restaustenitkorngrößen sowie die Breite Bras des Restaustenitsaums bestimmt worden, der die Martensitinseln im Gefüge der Warmbänder WV und W1 - W11 umgab.

[0085] Die betreffenden Werte sind in Tabelle 4 verzeichnet. Die nicht erfindungsgemäß erzeugten Warmbänder WV und W5 wiesen demnach eine Gefügezusammensetzung auf, die nicht den Anforderungen der Erfindung genügt.

[0086] Es zeigt sich, dass die erfindungsgemäß erzeugten und nach Maßgabe der Erfindung legierten Warmbänder W1 - W11 zuverlässig hohe mechanische Kennwerte R_m , R_e , A_g , A50, A80 und HER aufweisen, die zu hohen Werten für das Produkt $R_m \times HER \times A_g$ von jeweils mehr als 200.000 MPa%² führen. Das nicht erfindungsgemäß erzeugte Warmband WV blieb jedoch hinter dieser Grenze zurück.

[0087] Nach der Abkühlung im Coil sind die Warmbänder in einem konventionellen Haubenofen einer Anlassbehandlung unterzogen worden, bei der sie jeweils über eine Anlassedauer t_{AN} bei einer Anlasstemperatur T_{AN} unter einer inerten oder reduzierenden Atmosphäre gehalten worden sind. Die betreffenden Parameter sind in Tabelle 5 verzeichnet.

[0088] An den so angelassenen Warmbändern WV - W11 sind die Zugfestigkeit R_m , die Gleichmaßdehnung A_g , die Dehnung A50 und die Lochaufweitung HER sowie das Produkt $R_m \times HER \times A_g$ und der %-Anstieg delta HER bestimmt worden, um den die nach dem Anlassen ermittelte Lochaufweitung HER gegenüber der Lochaufweitung HER zugenommen hat; die das jeweilige Warmband WV und W1 - W11 nach dem Abkühlen im Haspel, aber vor dem Anlassen aufwies. Die betreffenden Daten sind ebenfalls in Tabelle 5 angegeben. Es zeigt sich, dass die Anlassbehandlung jeweils zu einer beträchtlichen Zunahme der Lochaufweitung HER und des Produkts $R_m \times HER \times A_g$ geführt hat, womit klar ist, dass durch die erfindungsgemäße Art und Weise ein warmgewalztes Stahlflachprodukt erzeugt werden kann, das überlegene mechanische Eigenschaften besitzt.

[0089] Die Erfindung stellt somit ein Verfahren zur Herstellung eines warmgewalzten Stahlflachprodukts mit einem Gefüge aus (in Vol.-%) 4 - 50 % angelassenem, inselförmigen Martensit, 30 - 96 % Ferrit, < 10 % Restaustenit, Rest \leq 66 % Bainit oder bainitischem Ferrit zur Verfügung. Dabei wird (a) eine Stahlschmelze aus, in Masse-%, C: 0,05 - 0,15 %, Si: < 0,5 %, Mn: 0,7 - 2,1 %, Al: < 0,1 %, Cr: 0,2 - 1 %, in Summe 0,01 - 0,1 % Nb, Ti oder V, B: < 0,0015 %, Mo: < 0,2 %, Cu: < 0,2 %, Ni: < 0,2 %, P: < 0,05 %, N: < 0,01 % und als Rest aus Fe und \leq 0,1 % Verunreinigungen, zu einem Vorprodukt vergossen, das (b) bei 1150 - 1380 °C durcherwärmt, (c) optional entzundert und (d), falls erforderlich, bei 1020 - 1150 °C auf 30 - 50 mm vorgewalzt wird. Dann wird es zu einem 1,4 - 6,4 mm dicken Band mit einer Warmwalzendtemperatur ET warmgewalzt, für die gilt $Ar_3 \leq ET \leq 200$ °C + Ar_3 -Temperatur des Stahls. Es folgt (f) eine Abkühlung auf eine Haspeltemperatur HT, für die gilt Martensitstarttemperatur T_{MS} des Stahls $> HT \geq$ Raumtemperatur RT, wobei die Abkühlung von ET bis zu einer Zwischentemperatur T_z , für die gilt $T_z < Ar_1 - 50$ °C, mit ≥ 20 K/s erfolgt. Nach Erreichen von T_z wird das Band entweder zwischen T_{MS} und RT mit 5 - 100 K/s gekühlt oder mit 10 - 130 K/s auf eine Kühlstopptemperatur T_{sp} von 550 - 770 °C, bei der das Warmband optional für ≤ 5 s gehalten wird, und dann auf eine

EP 3 872 193 A1

zwischen T_{sp} und RT liegende Haspeltemperatur HT abgekühlt. Das Warmband wird bei HT gehaspelt, dann weiter abgekühlt oder gehalten, (g) für 4 - 16 h bei 150 - 500 °C angelassen und (h) mit 4 - 700 K/h auf RT abgekühlt.

Tabelle 1: Chemische Analysen, *) nicht erfindungsgemäß

Stahl	Angaben in Masse-%, Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen											°C		
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	N	Ti+Nb+V	B	T _{MS}	A _{r3}	A _{r1}
E1*	0,08	0,6	1,7	0,009	0,0014	0,04	0,3	0,018	0,0048	0,124	0,0002	456	788	730
E2	0,08	0,11	1,0	0,009	0,0008	0,027	0,5	0,021	0,005	0,044	0,0002	485	807	735
E3	0,07	0,06	1,0	0,003	0,0007	0,035	0,4	0,012	0,0087	0,038	0,0001	489	806	733
E4	0,12	0,30	1,7	0,003	0,0007	0,036	0,8	0,014	0,0051	0,044	0,0002	435	751	731
E5	0,14	0,10	1,0	0,003	0,0006	0,033	0,4	0,01	0,0052	0,038	0,0001	455	774	733

Tabelle 2 Produktionsparameter Haubenglühe, *) nicht erfindungsgemäß

Warmband	Stahl	Dicke [mm]	Ofen-temperatur [°C]	Liegezeit [min]	Vorbandstich [°C]	Vorbanddicke [mm]	ET [°C]	HT [°C]	dT1 [K/s]	dT2' [K/s]	dT2'' [K/s]	Tsp [°C]	tH [s]
WV*	E1*	3,2	1240	130	1030	41	820	520	30	2			
W1	E2	4	1260	140	1080	40	860	60	40		50	690	2
W2	E2	2	1280	240	1140	41	850	50	35	30			
W3	E2	1,5	1260	130	1130	42	850	30	30	40			
W4	E2	2	1230	150	1050	46	910	50	135	50			
W5*	E3	1,6	1180	160	1040	47	850	30	2	30			
W6	E3	1,6	1290	120	1140	44	860	50	51	60			
W7	E3	2	1260	145	1130	43	855	90	62	40			
W8	E3	3	1230	165	1110	42	900	30	30	40			
W9	E4	1,5	1260	125	1130	41	860	40	80		70	675	3
W10	E4	2	1250	135	1125	42	850	80	31	30			
W11	E5	3,4	1270	140	1120	38	860	40	42	30			

EP 3 872 193 A1

Tabelle 3,

Warmband	Stahl	Dicke	Re	Rm	Re/Rm	Ag	A50	HER	Rm*HER*Ag
		[mm]	[MPa]			[%]			MPa*% ²
WV*	E1	3,2	762	856	0,89	7,9	15,5	26	175822
W1	E2	4	501	702	0,71	12,6	20,7	34	300737
W2	E2	2	474	711	0,67	12,4	19,4	38	335023
W3	E2	1,5	562	752	0,75	11,8	18,5	31	275082
W4	E2	2	750	934	0,80	12,4	15,2	15	173724
W5*	E3	1,6	390	590	0,66	12	20,5	41	290280
W6	E3	1,6	438	652	0,67	11,8	20,0	48	369293
W7	E3	2	401	612	0,66	12,6	20,6	56	431827
W8	E3	3	480	687	0,70	11,5	18,4	45	355523
W9	E4	1,5	750	1014	0,74	8,5	13,4	25	215475
W10	E4	2	689	975	0,71	9,1	13,9	27	239558
W11	E5	3,4	508	804	0,63	10,3	20,8	30	248436

*) nicht erfindungsgemäß

Tabelle 4,

Warmband	Stahl	Martensit	Ferrit	Bainit	Perlit	RA	Breite RA-Saum
		Vol.-%					µm
WV*	E1	5	10	75	5	2	-
W1	E2	12	83	5	-	2	0,3
W2	E2	15	80	5	-	2	-
W3	E2	20	75	0	-	2	0,3
W4	E2	30	65	5	-	3	n.b.
W5*	E3	5	80		15	0	-
W6	E3	15	80	5-10	<1	1,5	0,4
W7	E3	10	85	5		1,5	-
W8	E3	15	85	-		1,5	-
W9	E4	35	60	5	-	1	0,9
W10	E4	35	65	-	-	<1	-
W11	E5	25	75	5	-	1,0	-

*) nicht erfindungsgemäß

Tabelle 5,

Warmband	Stahl	Dicke	T _{AN}	t _{AN}	Re	Rm	Re/Rm	Ag	A50	HER	Delta HER	Rm*HER* Ag
		[mm]	[°C]	[h]	[MPa]			[%]				[MPa*% ²]
WV*	E1	3,2	300	6	788	875	0,90	8	16,7	38	12	266000
W1	E1	4	150	8	508	705	0,72	11,3	22,9	58	24	462057

EP 3 872 193 A1

(fortgesetzt)

Warmband	Stahl	Dicke	T _{AN}	t _{AN}	Re	Rm	Re/Rm	Ag	A50	HER	Delta HER	Rm*HER* Ag
		[mm]	[°C]	[h]	[MPa]		[%]					[MPa*% ²]
W1	E2	4	200	12	518	699	0,74	11,8	24,1	58	24	478396
W1	E2	4	400	10	557	649	0,86	9,3	22,7	102	68	615641
W2	E2	2	150	15	480	709	0,68	13,1	22,1	53	15	492259
W2	E2	2	250	13	558	692	0,81	12,3	22,1	63	25	536231
W2	E2	2	400	6	573	658	0,87	10,7	22,1	103	65	725182
W2	E2	2	250	12	565	734	0,81	11,7	18,4	52	14	446566
W2	E2	2	400	9	589	721	0,87	10,5	18,1	98	60	741909
W6	E3	2,9	150	14	439	651	0,67	12	23,1	73	25	570276
W6	E3	2,9	200	20	494	640	0,77	13,4	23,5	76	28	651776
W6	E3	2,9	250	8	516	628	0,82	13,1	25,4	84	36	691051,2
W6	E3	2,9	400	5	493	576	0,86	11,5	27,1	112	64	741888
W9	E3	2	300	11	832	1005	0,83	8,4	13,3	68	43	574056
W9	E4	2	400	7	812	945	0,86	8,5	13,1	78	53	626535
W11	E4	2	300	12	632	789	0,80	10,2	19,5	52	22	418485,6
*) nicht erfindungsgemäß												

Patentansprüche

1. Verfahren zur Herstellung eines warmgewalzten Stahlflachprodukts mit einem Gefüge, das zu 4 - 50 Vol.-% aus angelassenem, inselförmig vorliegendem Martensit, und zu 30 - 96 Vol.-% aus Ferrit besteht, wobei der jeweils nicht durch Martensit und Ferrit eingenommene Anteil des Gefüges aus bis zu 66 Vol.-% Bainit und/oder bainitischem Ferrit und weniger als 10 Vol.-% Restaustenit besteht, umfassend folgende Arbeitsschritte:

a) Vergießen einer Stahlschmelze zu einem Vorprodukt in Form einer Bramme, Dünnbramme oder eines gegossenen Bandes, wobei die Schmelze aus, in Masse-%,

C: 0,05 - 0,15 %,
 Si: < 0,5 %,
 Mn: 0,7 - 2,1 %,
 Al: < 0,1 %,
 Cr: 0,2 - 1 %,

mindestens einem Element der Gruppe "Nb, Ti, V" mit der Maßgabe, dass die Summe der Gehalte an Nb, Ti und / oder V 0,01 - 0,1 % beträgt,

B: < 0,0015 %,
 Mo: < 0,2 %,
 Cu: < 0,2 %,
 Ni: < 0,2 %,
 P: < 0,05 %,
 N: < 0,01 %

und als Rest aus Fe und in Summe höchstens 0,1 Masse-% unvermeidbaren Verunreinigungen besteht;
 b) Durcherwärmen des Vorprodukts bei einer Temperatur von 1150 - 1380°C;

EP 3 872 193 A1

c) optional: Entzundern des Vorprodukts;

d) im Fall, dass das Vorprodukt eine Bramme ist: Vorwalzen des Vorprodukts bei Temperaturen von 1020 - 1150 °C auf eine Dicke von 30 - 50 mm

e) Warmwalzen des optional vorgewalzten Vorproduktes in einem oder mehreren Walzstichen zu einem warmgewalzten Band mit einer Dicke von 1,4 - 6,4 mm, wobei die Warmwalzendtemperatur ET, bei der das Warmwalzen beendet wird, mindestens gleich der Ar₃-Temperatur des Stahls und höchstens um 200 °C höher als die Ar₃-Temperatur des Stahls ist;

f) Abkühlen des erhaltenen Warmbands auf eine Haspeltemperatur HT, die in einem Bereich liegt, welcher unterhalb der Martensitstarttemperatur T_{MS} des Stahls beginnt und bei Raumtemperatur endet,

- wobei die Abkühlgeschwindigkeit dT1 in einem Temperaturbereich, der von der Warmwalzendtemperatur ET bis zu einer Zwischentemperatur Tz reicht, die 50 °C unterhalb der Ar₁-Temperatur des Stahls liegt, mindestens 20 K/s beträgt,

- wobei nach Erreichen der Zwischentemperatur Tz

- gemäß einer ersten Variante das Warmband mit einer Abkühlrate dT2' von 5 - 100 K/s abgekühlt wird, bis die Martensitstarttemperatur T_{MS} des Stahls erreicht ist,

oder

- gemäß einer zweiten Variante das Warmband mit einer Abkühlrate dT2" von jeweils 10 - 130 K/s zunächst auf eine Kühlstopptemperatur Tsp, die im Bereich 550 - 770 °C liegt und bei der das Warmband optional über eine bis zu 5 s dauernde Haltedauer tH gehalten wird, und anschließend auf die Martensitstarttemperatur T_{MS} des Stahls abgekühlt wird,

und

- wobei das Warmband anschließend auf die Haspeltemperatur abgekühlt wird,

und

- das so abgekühlte Warmband zu einem Coil gehaspelt wird, wobei im Fall, dass die Haspeltemperatur HT oberhalb der Raumtemperatur liegt, das Stahlflachprodukt abschließend im Coil auf Raumtemperatur abgekühlt wird;

g) Anlassen des warmgewalzten Stahlflachprodukts über eine Anlassdauer t_{AN} von 4 - 16 h bei einer Anlasstemperatur T_{an} von 150 - 500 °C unter einer reduzierenden oder inerten Atmosphäre

h) Abkühlen des angelassenen Stahlflachprodukts mit einer Abkühlgeschwindigkeit von 4 - 700 K/h auf Raumtemperatur.

2. Verfahren nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Warmwalzendtemperatur ET 820 - 900 °C und die Abkühlgeschwindigkeit dT1 höchstens 70 K/s beträgt.

3. Verfahren nach Anspruch 1 oder 2, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Abkühlgeschwindigkeit dT1 mindestens 30 K/s beträgt.

4. Verfahren nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** bei der gemäß der ersten Variante erfolgenden Abkühlung (Arbeitsschritt f)) die Abkühlrate dT2' = 20 - 70 K/s beträgt.

5. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 - 3, **dadurch gekennzeichnet, dass** bei der gemäß der zweiten Variante erfolgenden Abkühlung (Arbeitsschritt f)) die Abkühlrate dT2" = 30 - 80 K/s beträgt.

6. Verfahren nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Haspeltemperatur HT in einem Bereich liegt, der von der Raumtemperatur bis 100 °C reicht.

7. Verfahren nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Anlasstemperatur 150 - 400 °C beträgt.

8. Warmgewalztes Stahlflachprodukt mit einer Lochaufweitung HER von mindestens 30 %, wobei das warmgewalzte Stahlflachprodukt ein Stahlsubstrat aufweist,

- das aus, in Masse-%, C: 0,05 - 0,15 %, Si: < 0,5 %, Mn: 0,7 - 2,1 %, Al: < 0,1 %, Cr: 0,2 - 1 %, mindestens einem Element der Gruppe "Nb, Ti, V" mit der Maßgabe, dass die Summe der Gehalte an Nb, Ti und / oder V 0,01 - 0,1 % beträgt, B: < 0,0015 %, Mo: < 0,2 %, Cu: < 0,2 %, Ni: < 0,2 %, P: < 0,05 %, N: < 0,01 % und als Rest aus Fe und in Summe höchstens 0,1 Masse-% unvermeidbaren Verunreinigungen besteht

EP 3 872 193 A1

und

- dessen Gefüge zu 4 - 50 Vol.-% aus angelassenem, inselförmig im Gefüge vorliegendem Martensit, bei dem mindestens 10 % der Martensitinseln an ihrem Umfang mindestens abschnittsweise von einem Saum umgrenzt sind, und zu 30 - 96 Vol.-% aus Ferrit besteht, wobei der nicht durch Martensit und Ferrit eingenommene Anteil aus bis zu 66 Vol.-% Bainit oder bainitischem Ferrit und weniger als 10 Vol.-% Restaustenit besteht und wobei der C-Gehalt des Saums zumindest in einem Abschnitt höher ist als der C-Gehalt des Mittenbereichs der Martensitinsel.

5

10

9. Stahl Flachprodukt nach Anspruch 8, **dadurch gekennzeichnet, dass** der Saum, in dem ein höherer C-Gehalt vorliegt als im Mittenbereich der jeweiligen Martensitinsel, in Summe mindestens 50 % des Umfangs der betreffenden Martensitinsel einnimmt.

15

10. Stahl Flachprodukt nach einem der Ansprüche 8 oder 9, **dadurch gekennzeichnet, dass** bei allen Martensitinseln mit einem mittleren Durchmesser von mehr als 3 μm mindestens in einem Abschnitt ihrer Randbereiche ein höherer C-Gehalt vorhanden ist, an im Mittenbereich der jeweiligen Martensitinsel.

20

11. Stahl Flachprodukt nach Anspruch 8 bis 10, **dadurch gekennzeichnet, dass** der Saum Restaustenit und/oder Martensit umfasst.

25

12. Stahl Flachprodukt nach Anspruch 11, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Breite des Saums 10 nm bis 1 μm beträgt.

13. Stahl Flachprodukt nach einem der Ansprüche 8 - 12, **dadurch gekennzeichnet, dass** das aus seiner Zugfestigkeit R_m , seiner Lochaufweitung HER und seiner Gleichmaßdehnung Ag gebildete Produkt $R_m \times \text{HER} \times \text{Ag}$ mindestens 300.000 $\text{MPa}\%^2$ beträgt.

30

14. Stahl Flachprodukt nach Anspruch 8 - 13, **dadurch gekennzeichnet, dass** seine Zugfestigkeit R_m mindestens 530 MPa beträgt.

35

15. Stahl Flachprodukt nach einem der Ansprüche 8 - 14, **dadurch gekennzeichnet, dass** seine Lochaufweitung HER mindestens 30 % beträgt.

40

16. Stahl Flachprodukt nach einem der Ansprüche 8 - 15, **dadurch gekennzeichnet, dass** seine Gleichmaßdehnung Ag mindestens 5 % beträgt.

45

50

55

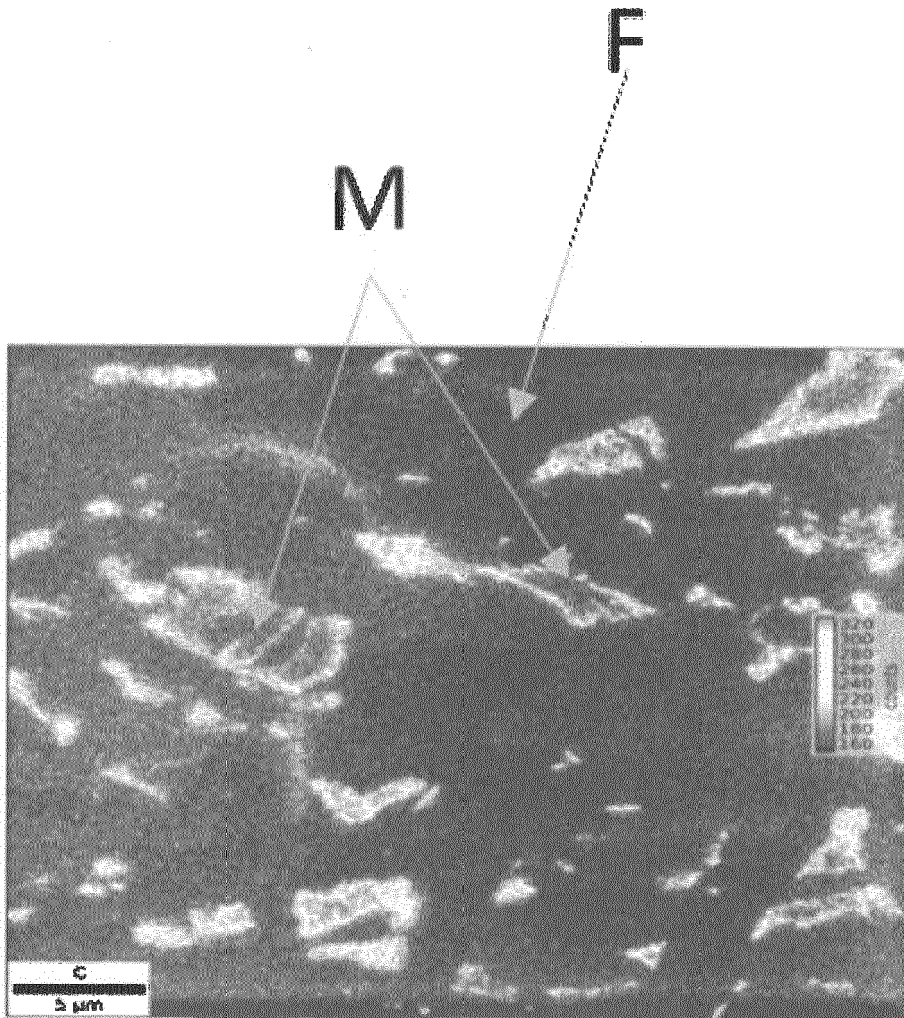


Fig. 1

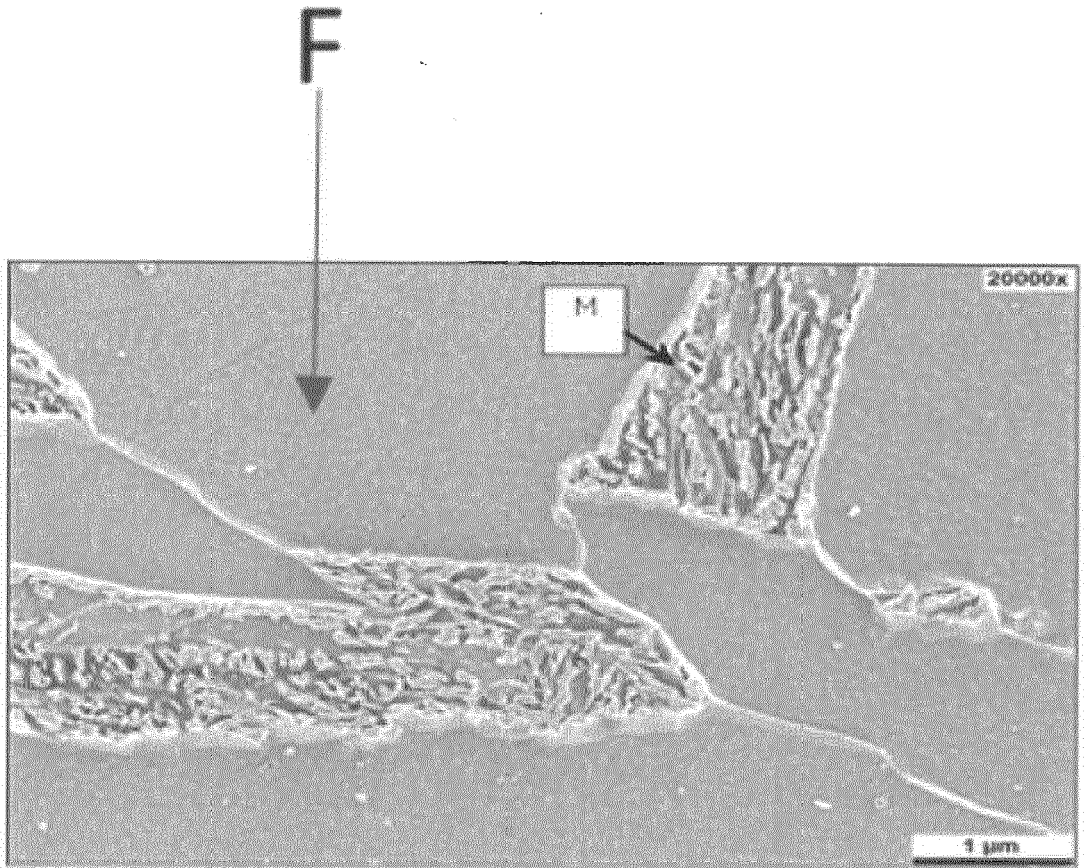


Fig. 2

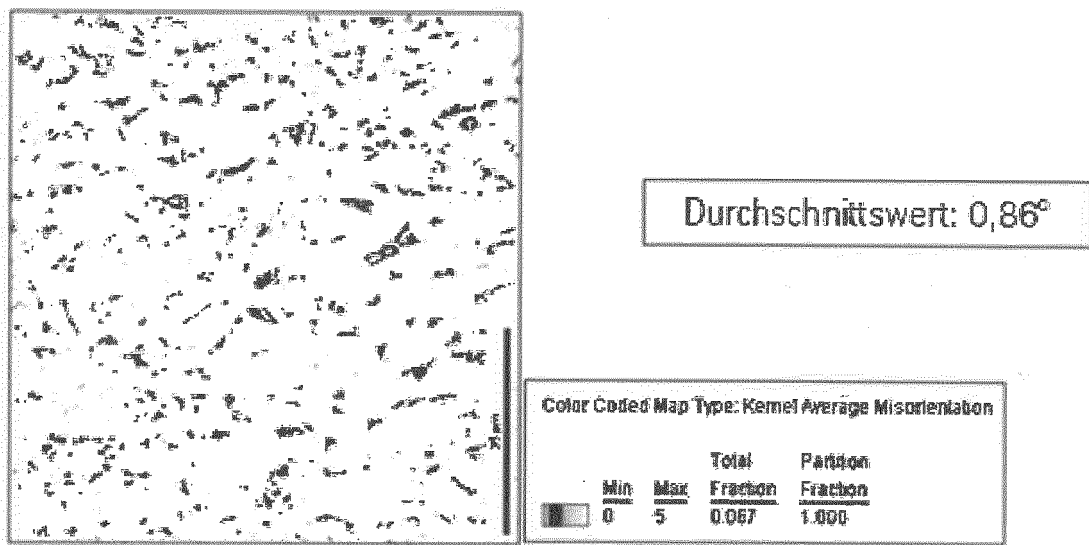


Fig. 3



EUROPÄISCHER RECHERCHENBERICHT

Nummer der Anmeldung
EP 21 15 9610

5

10

15

20

25

30

35

40

45

50

55

EINSCHLÄGIGE DOKUMENTE			
Kategorie	Kennzeichnung des Dokuments mit Angabe, soweit erforderlich, der maßgeblichen Teile	Betrifft Anspruch	KLASSIFIKATION DER ANMELDUNG (IPC)
X	JP 6 191268 B2 (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORP) 6. September 2017 (2017-09-06) * 0007, 0033, 0034; Tab. 1, Bsp E; Tab. 2, Bsp 12 *	1-16	INV. C21D1/02 C21D1/19 C21D1/25 C21D1/74
A	E A Garber ET AL: "Batch Annealing Model for Cold Rolled Coils and Its Application", Russian Metallurgy (Metally), 1. September 2017 (2017-09-01), Seiten 771-774, XP055494142, Moscow DOI: 10.1134/S0036029517090063 Gefunden im Internet: URL: http://www.csc.com.tw/csc/ts/ena/pdf/no28/03.PDF [gefunden am 2018-07-20] * Abbildung 6 *	1-16	C21D8/02 C21D8/04 C21D9/46 C21D9/48 C22C38/04 C22C38/26 C22C38/28 C22C38/38 C21D1/84 C22C38/20 C22C38/22 C22C38/32 C22C38/40
A	EP 3 147 381 A1 (TATA STEEL IJMUIDEN BV [NL]) 29. März 2017 (2017-03-29) * Tabellen 1-3 *	1-16	RECHERCHIERTE SACHGEBIETE (IPC) C21D C22C
Der vorliegende Recherchenbericht wurde für alle Patentansprüche erstellt			
Recherchenort Den Haag		Abschlussdatum der Recherche 13. April 2021	Prüfer Kreutzer, Ingo
KATEGORIE DER GENANNTEN DOKUMENTE X : von besonderer Bedeutung allein betrachtet Y : von besonderer Bedeutung in Verbindung mit einer anderen Veröffentlichung derselben Kategorie A : technologischer Hintergrund O : nichtschriftliche Offenbarung P : Zwischenliteratur		T : der Erfindung zugrunde liegende Theorien oder Grundsätze E : älteres Patentdokument, das jedoch erst am oder nach dem Anmeldedatum veröffentlicht worden ist D : in der Anmeldung angeführtes Dokument L : aus anderen Gründen angeführtes Dokument & : Mitglied der gleichen Patentfamilie, übereinstimmendes Dokument	

EPO FORM 1503 03.82 (P04C03)

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

EP 21 15 9610

5 In diesem Anhang sind die Mitglieder der Patentfamilien der im obengenannten europäischen Recherchenbericht angeführten Patentdokumente angegeben.
Die Angaben über die Familienmitglieder entsprechen dem Stand der Datei des Europäischen Patentamts am
Diese Angaben dienen nur zur Unterrichtung und erfolgen ohne Gewähr.

13-04-2021

Im Recherchenbericht angeführtes Patentdokument	Datum der Veröffentlichung	Mitglied(er) der Patentfamilie	Datum der Veröffentlichung
JP 6191268 B2	06-09-2017	JP 6191268 B2 JP 2015004081 A	06-09-2017 08-01-2015
EP 3147381 A1	29-03-2017	CA 3000554 A1 CN 108350542 A EP 3147381 A1 EP 3353333 A1 ES 2725005 T3 JP 2018532045 A KR 20180053397 A TR 201906728 T4 US 2018265939 A1 WO 2017050790 A1	30-03-2017 31-07-2018 29-03-2017 01-08-2018 18-09-2019 01-11-2018 21-05-2018 21-05-2019 20-09-2018 30-03-2017

EPO FORM P0461

Für nähere Einzelheiten zu diesem Anhang : siehe Amtsblatt des Europäischen Patentamts, Nr.12/82

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 2690183 A1 [0008]
- WO 2015158731 A1 [0009]

In der Beschreibung aufgeführte Nicht-Patentliteratur

- **VON H. FARIVAR et al.** Experimental quantification of carbon gradients in martensite and its multi-scale effects in a DP steel. *MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING A-STRUCTURAL MATERIALS PROPERTIES MICROSTRUCTURE AND PROCESSING*, 2018, vol. 718, 250-259 [0006]
- **CHOQUET, P. et al.** Mathematical Model for Predictions of Austenite and Ferrite Microstructures in Hot Rolling Processes. *IRSID Report*, 1985, 7 [0044]
- The Definition and Use of Technological Reserves - An Effective Way to Improve the Production Technology of Rolled Metal. **VON LUTSENKO, A. et al.** 9th International Rolling Conference. Associazione Italiana di Metallurgia, Juni 2013, 8 [0048]
- **S.M.C. VAN BOHEMEN.** Bainite and martensite start temperature calculated with exponential carbon dependence. *Mater. Sci. Technol.*, 2012, vol. 28, 487-495 [0053]
- **H. FARIVAR et al.** Experimental quantification of carbon gradients in martensite and its multi-scale effects in a DP steel. *MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING A-STRUCTURAL MATERIALS PROPERTIES MICROSTRUCTURE AND PROCESSING*, 2018, vol. 718, 250-259 [0059]
- **T. WATERSCHOOT ; A.K. DE ; S. VANDEPUTTE ; D.B. COOMANN.** Static Strain Aging Phenomena in Cold-Rolled Dual-Phase Steels. *Metall. and Mat. Trans. A*, 2003, 781 [0061]