



(12) **EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG**

(43) Veröffentlichungstag:
01.09.2021 Patentblatt 2021/35

(21) Anmeldenummer: **20159609.5**

(22) Anmeldetag: **26.02.2020**

(51) Int Cl.:
C21D 1/18 (2006.01) **C21D 1/19** (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01) **C22C 38/00** (2006.01)
C22C 38/02 (2006.01) **C22C 38/04** (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01) **C22C 38/22** (2006.01)
C22C 38/26 (2006.01) **C22C 38/28** (2006.01)
C22C 38/32 (2006.01) **C22C 38/38** (2006.01)
C22C 38/20 (2006.01) **C22C 38/40** (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

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

(72) Erfinder:
• **Dr. Hisker, Frank**
46240 Bottrop (DE)

- **Dr. Herwig, Uwe**
40217 Düsseldorf (DE)
- **Dr. Kost, Roger**
D-47166 Duisburg (DE)
- **Röttgers, Bettina**
44807 Bochum (DE)
- **Fahning, Anja**
45529 Hattingen (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 zu 5 - 40 Vol.-% aus angelassenem oder frisch gebildeten Martensit und zu 50 - 95 Vol.-% aus Ferrit und als Rest aus bis zu 45 Vol.-% Restaustenit, Bainit und/oder Zementit bestehenden Gefüge. Dazu wird a) eine Stahlschmelze zu einem Vorprodukt vergossen, die 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 % mindestens einem Element der Gruppe "Nb, Ti, 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; b) das Vorprodukt bei 1150 - 1380 °C durcherwärmt; d) das Vorprodukt bei 1020 - 1150 °C auf eine Dicke von 30 - 50 mm vorgewalzt, wenn es eine Bramme ist, e) das Vorprodukt zu einem 1,4 - 6,4 mm dicken Warmband mit einer Warmwalzendtem-

peratur ET ($Ar_3 \leq ET \leq Ar_3 + 200$ °C warmgewalzt; f) das Warmband auf eine Haspeltemperatur HT (Martensitstarttemperatur $T_{MS} > HT \geq$ Raumtemperatur) abgekühlt, wobei die Abkühlgeschwindigkeit dT1 im Temperaturbereich ET bis Tz ($Tz = Ar_1 - 50$ °C) ≥ 20 K/s ist, wobei nach Erreichen von Tz gemäß einer ersten Variante das Warmband mit einer Abkühlrate dT2' von 5 - 100 K/s auf HT gekühlt wird, oder gemäß einer zweiten Variante das Warmband mit einer Abkühlrate dT2" von 10 - 130 K/s zunächst auf eine 550-770 °C betragende Kühlstopptemperatur ZT1 und anschließend auf HT gekühlt wird; g) das Warmband zu einem Coil gehaspelt; und h) optional das warmgewalzte Stahlflachprodukt im Coil auf Raumtemperatur abgekühlt oder das warmgewalzte Stahlflachprodukt bei Haspeltemperatur HAT gehalten.

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.

[0005] Die hier erwähnten Festigkeits- und Dehnungseigenschaften, wie Zugfestigkeit R_m, Gleichmaßdehnung A_g, 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.

[0006] Das Lochaufweitungsverhalten bzw. die jeweils erzielbare Lochaufweitung HER der Stahlflachprodukte wurden an 100*100 mm² Proben nach ISO 16630 bestimmt.

[0007] 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 multiscale effects in a DP steel", MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING A-STRUCTURAL MATERIALS PROPERTIES MICRO-STRUCTURE AND PROCESSING 718 (2018) 250-259 beschrieben. Ein Beispiel zur hier verwendeten Auswertung findet sich in Fig. 2.

[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 Baihitstarttemperatur 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 R_m 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 R_m*A₈₀ der bekannten Stahlflachprodukte regelmäßig im Bereich von 18000 - 30000 MPa*%.

[0009] 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.

[0010] Ebenso sollte ein warmgewalztes Stahlflachprodukt mit einem Eigenschaftsspektrum angegeben werden, das eine optimierte Kombination aus hoher Festigkeit und guter Verformbarkeit, insbesondere gutem Lochaufweitungsverhalten, aufweist.

[0011] 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. 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 regel-

mäßig durchgeführt werden, wenn sich hierzu die Notwendigkeit ergibt.

[0012] Ein die voranstehend genannte Aufgabe lösendes warmgewalztes Stahlflachprodukt weist mindestens die im Anspruch 7 angegebenen Merkmale auf.

[0013] Vorteilhafte Ausgestaltungen der Erfindung sind in den abhängigen Ansprüchen angegeben und werden wie der allgemeine Erfindungsgedanke nachfolgend im Einzelnen erläutert.

[0014] Bei einer erfindungsgemäßen Herstellung eines warmgewalzten Stahlflachprodukts mit einem Gefüge, das zu 5 - 40 Vol.-% aus angelassenem oder frisch gebildeten Martensit und zu 50 - 95 Vol.-% aus Ferrit besteht und in dem der nicht durch Martensit und Ferrit eingenommene Anteil aus bis zu 45 Vol.-% Restaustenit, Bainit und/oder Zementit gefüllt ist, werden folglich mindestens folgende Arbeitsschritte durchlaufen:

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;

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 der 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 auf die im Bereich zwischen der Martensitstarttemperatur T_{MS} des Stahls und Raumtemperatur liegende Haspeltemperatur HT gekühlt wird, oder

- gemäß einer zweiten Variante das Warmband mit einer Abkühlrate dT2" von 10 - 130 K/s zunächst auf eine Kühlstopptemperatur ZT1, 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 im Bereich zwischen Martensitstarttemperatur T_{MS} des Stahls und Raumtemperatur liegende Haspeltemperatur HT gekühlt wird;

g) Haspeln des auf die Haspeltemperatur HT abgekühlten Warmbands zu einem Coil;

h) optional Abkühlen des warmgewalzten Stahlflachprodukts im Coil auf Raumtemperatur oder Halten des warmgewalz-

ten Stahlflachprodukts bei der Haspeltemperatur HT.

[0015] Ein erfindungsgemäßes warmgewalztes Stahlflachprodukt umfasst dementsprechend ein Stahlsubstrat,

- 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 5 - 40 Vol.-% aus angelassenem oder frisch gebildeten Martensit und zu 50 - 95 Vol.-% aus Ferrit besteht und in dem der nicht durch Martensit und Ferrit eingenommene Anteil aus bis zu 45 Vol. % Restaustenit, Bainit und/oder Zementit besteht, wobei die Martensit-Anteile des Gefüges inselförmig vorliegen und 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.

[0016] 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, wie aus FIG 2 ersichtlich.

[0017] Dabei gelingt es, bei erfindungsgemäßer Herstellweise ein warmgewalztes erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt zu erzeugen, bei denen bei den meisten 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. Ein solches Stahlflachprodukt zeichnet sich durch besonders gute Lochaufweitungseigenschaften aus.

[0018] Die im vorliegenden Text so bezeichneten "Martensitinseln" werden in der Fachsprache auch als "Martensitkörner" bezeichnet.

[0019] Als im Hinblick auf die mechanischen Eigenschaften eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts besonders vorteilhaft erweist es sich, wenn die Martensitinseln des Gefüges eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts zumindest über eine Teillänge ihres Umfangs von einem aus Restaustenit bestehenden Saum umgrenzt sind. Dessen Breite beträgt typischerweise 10 nm bis 1 μm , kann aber auch bis zu einem Drittel des Durchmessers der jeweiligen Martensitinsel betragen.

[0020] 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.

[0021] So erreicht ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt Zugfestigkeiten R_m , Lochaufweitungen HER und Gleichmaßdehnungen Ag, deren Produkt $R_m \times \text{HER} \times \text{Ag}$ regelmäßig mindestens 200.000 $\text{MPa}\%^2$, insbesondere mindestens 300.000 $\text{MPa}\%^2$, beträgt.

[0022] Die Zugfestigkeit R_m eines erfindungsgemäßen warmgewalzten Stahlflachprodukts erreicht dabei regelmäßig Werte von mindestens 530 MPa, die Lochaufweitung HER regelmäßig Werte von mindestens 20 % und die Gleichmaßdehnung Ag regelmäßig Werte von mindestens 5 %, insbesondere mindestens 8 %.

[0023] 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.

[0024] 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 Ar3-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.

[0025] 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.

[0026] Der Gehalt an Aluminium ("Al") ist im Stahl eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts auf weniger als 0,1 Masse-% beschränkt, um Auswirkungen dieses Legierungselements auf die Ar₃-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.

[0027] 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.

[0028] 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 durch eines 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.

[0029] 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.

[0030] 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 oder bis zu 0,018 Masse-% Mo.

[0031] 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.

[0032] 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.

[0033] 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.

[0034] 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.

[0035] 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 Erwär-

mung 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.

[0036] Um im nachfolgend durchlaufenen Warmwalzprozess ein Stahlflachprodukt mit optimaler Oberflächenbeschaffenheit erzeugen zu können, kann das Vorprodukt erforderlichenfalls optional entzündet werden, bevor es in den Warmwalzprozess eingespeist wird.

[0037] 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.

[0038] 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 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, wobei Warmwalzendtemperaturen von 820 - 900 °C besonders praxisgerecht sind.

[0039] Die Ar₃-Temperatur von Stählen der erfindungsgemäß verarbeiteten Art kann in konventioneller Weise experimentell ermittelt oder gemäß 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)

$$Ar_3 = 902 - 527 \cdot C - 62 \cdot Mn + 60 \cdot Si$$

mit %C = C-Gehalt, %Mn = Mn-Gehalt, %Si = Si-Gehalt, des Stahls

in einer für die Erfindung ausreichenden Weise abgeschätzt werden. 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 Ar₃-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.

[0040] Von entscheidender Bedeutung für den Erfolg der Erfindung ist die Strategie der Abkühlung des durch das Warmwalzen erhaltenen Warmbands auf die jeweilige Haspeltemperatur. So muss vor allem die Kühlrate Td1 zwischen der Warmwalzendtemperatur und der Zwischentemperatur von Ar₁ -100 °C mindestens 20 K/s betragen, damit bei der Ferritbildung ein Konzentrationsprofil von C im Austenit entsteht, der später zu Martensit umgewandelt wird. Besonders geeignet sind hier Abkühlgeschwindigkeiten Td1 von mindestens 30 K/s. Nach oben wird die Abkühlrate Td1 in der Praxis aus Effizienzgründen auf 90 K/s beschränkt. Durch die erfindungsgemäß gesteuerte Abkühlung bis zur Zwischentemperatur Tz wird die Abkühlgeschwindigkeit so gesteuert, dass einerseits ausreichend Ferrit gebildet wird und eine ausreichend hohe Diffusion von Kohlenstoff aus dem Ferrit in den angrenzenden Austenit zu ermöglichen, 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.

[0041] Die Ar₁-Temperatur kann in konventioneller Weise experimentell ermittelt oder nach der Formel (2)

$$Ar_1 = 741,7 - 7,13 \cdot C - 14,09 \cdot Mn + 16,26 \cdot Si + 11,54 \cdot Cr - 49,69 \cdot Ni$$

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.

[0042] Bei einem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt nimmt der Abschnitt oder nehmen die Abschnitte des Randbereichs der Martensitinseln, in dem oder in denen ein höherer C-Gehalt vorliegt als im Mittenbereich der jeweiligen Martensitinsel und diese C-Konzentration am Rand so hoch ist, dass der Restaustenit bei 20.000-facher Vergrößerung zu erkennen ist (siehe FIG. 1), in Summe mindestens 30 % des Umfangs der betreffenden Martensitinsel ein.

[0043] Der "höhere C-Gehalt" ist dabei so definiert, dass dieser mindestens 0,05 Gew.-% beträgt, wobei höhere C-Gehalte von mindestens 0,1 Gew.-%, insbesondere mind. 0,15 Gew.-%, sich in der Praxis als besonders vorteilhaft herausgestellt haben. Die Konzentrationsbestimmung des C-Gehaltes erfolgt mit einer FE-Mikrosonde innerhalb eines

Bereiches von 300*300 nm².

[0044] Durch die erfindungsgemäß gesteuerte Abkühlung wird im Gefüge eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts inselartig vorliegender Martensit erhalten, der über sein Volumen meist eine inhomogene Verteilung des Kohlenstoffgehalts besitzt. Teilweise bleibt dabei an den Martensiträndern Restaustenit bestehen, der einen die jeweilige Martensitinsel umgrenzenden Saum bildet. Dieser weist typischerweise eine Breite von 10 nm - 1 µm auf, wobei seine Breite auch bis zu 1/3 des Inseldurchmessers betragen kann. Die zum Randbereich ansteigende Kohlenstoffkonzentration erstreckt sich bei einem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt um mindestens 30 % des Umfangs der Martensitinseln (siehe hierzu beispielhaft die Martensitinseln, die in Fig. 1 gezeigt sind) und liegt bei mindestens 70 % aller Martensitinseln vor. Dabei ist das erfindungsgemäß erzeugte Profil der C-Konzentration an allen Martensitinseln zu beobachten, die einen gemäß der Formel $\varnothing MI = \text{Hälfte der kürzesten Länge der Martensitinsel} + \text{Hälfte der längsten Länge der Martensitinsel}$ ermittelten Durchmesser $\varnothing MI$ von mehr als 3 µm aufweisen (siehe Fig. 1, Martensitinsel M).

[0045] 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 Lochaufweitungswerten HER.

[0046] 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.

[0047] 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)

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

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

[0048] Gemäß einer ersten Variante des zweiten Abschnitts der Abkühlung wird ausgehend von der Zwischentemperatur T_z mit einer Abkühlrate $Td2'$ von mindestens 5 K/s, insbesondere mehr als 5 K/s oder mindestens 20 K/s, abgekühlt, bis der Bereich zwischen der Martensitstarttemperatur T_{MS} und Raumtemperatur erreicht ist, damit die Kohlenstoffdiffusion nicht den gesamten angrenzenden Restaustenit mit Kohlenstoff homogenisiert. Dabei ist die Abkühlgeschwindigkeit 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. Dies kann besonders sicher gewährleistet werden, indem die Abkühlrate $Td2'$ auf höchstens 70 K/s beschränkt wird. Besonders praxisgerecht ist es somit, wenn die Abkühlrate $Td2'$ 20 - 70 K/s beträgt.

[0049] Gemäß der zweiten Variante des zweiten Abschnitts der Abkühlung wird die Kühlung bis zur Martensitstarttemperatur T_{MS} mit einer Abkühlrate $Td2''$ von 10 - 130 K/s absolviert. Eine Abkühlrate $Td2''$ 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 Kühlstopptemperatur 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 $Td2''$ 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 $Td2''$ auf höchstens 80 K/s beschränkt wird. Besonders praxisgerecht ist es somit, wenn die Abkühlrate $Td2''$ 30 - 80 K/s beträgt.

[0050] Der dritte Abschnitt der Abkühlung, in dem das warmgewalzte Stahlflachprodukt die Haspeltemperatur HT erreicht, 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 bei 20 - 80 °C.

[0051] 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.

[0052] Nachfolgend wird die Erfindung anhand von Ausführungsbeispielen erläutert.

Fig. 1 zeigt einen Ausschnitt eines Gefüges eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts in 20.000-facher Vergrößerung;

Fig. 2 zeigt einen vergrößerten Ausschnitt von Fig. 1;

Fig. 3 eine zeichnerische Darstellung des Ausschnitts gemäß Fig. 2.

[0053] Zur Erprobung der Erfindung sind vier den Maßgaben der Erfindung entsprechend zusammengesetzte Schmelzen E1 - E4 sowie eine nicht erfindungsgemäß zusammengesetzte Vergleichsschmelze V1 erschmolzen worden, deren Zusammensetzungen in Tabelle 1 angegeben sind.

[0054] Darüber hinaus sind in Tabelle 1 für die Schmelzen E1 - E4 und V1 die gemäß den voranstehend erläuterten Formeln (1) - (3) abgeschätzten Martensitstarttemperaturen T_{ms} , A_{r3} -Temperaturen und A_{r1} -Temperaturen verzeichnet.

[0055] Die Schmelzen E1 - E4 und V1 sind auf konventionelle Weise zu Brammen vergossen worden, die jeweils bei 1150 - 1380 ° über einer Dauer von 60 - 240 min durcherwärmt worden sind.

[0056] 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.

[0057] Die so vorgewalzten Brammen sind in sieben Stichen in konventioneller Weise zu warmgewalzten Bändern ("Warmband") W1 - W11 und WV mit einer Dicke D_w fertig warmgewalzt worden. Beim Verlassen des letzten Stiches des Warmwalzens wiesen die Warmbänder W1 - W11, WV eine Warmwalzendtemperatur T_{we} auf, die jeweils oberhalb der A_{r3} -Temperatur des Stahls E1 - E4 und V1 lag, aus dem die Warmbänder W1 - W11, WV jeweils bestanden.

[0058] Nach dem Warmwalzen sind die erhaltenen Warmbänder W1 - W11, WV ausgehend von ihrer jeweiligen Warmwalzendtemperatur T_{we} mit einer Abkühlrate $dT1$ auf eine Zwischentemperatur T_z abgekühlt worden, die 50 °C unterhalb der A_{r1} -Temperatur des Stahls E1 - E4 und V1 lag, aus dem die Warmbänder W1 - W11, WV jeweils bestanden.

[0059] Nach Erreichen der Zwischentemperatur T_z sind die Warmbänder W1 - W11, WV mit einer Abkühlrate $dT2'$ bis zur Martensitstarttemperatur T_{ms} des Stahls abgekühlt worden.

[0060] Ausgehend von der Martensitstarttemperatur T_{ms} sind die Warmbänder W1-W11, WV bis zur jeweiligen Haspeltemperatur H_T mit einer Abkühlrate $dT3$ abgekühlt worden, bei der sie zu einem Coil gehaselt worden sind. Im Coil erfolgte schließlich die Abkühlung auf Raumtemperatur.

[0061] Für die so erhaltenen Warmbänder W1 - W11, WV sind die Dicke D_w , sowie die bei ihrer Erzeugung eingestellten Warmwalzendtemperaturen E_T , Abkühlraten $dT1$, Abkühlraten $dT2'$, $dT2''$ und Haspeltemperaturen H_T in Tabelle 2 verzeichnet.

[0062] Für die Warmbänder W1 - W11, WV sind die Zugfestigkeit R_m , die Streckgrenze R_e , die Gleichmaßdehnung A_g , die Dehnung A_{50} , die Dehnung A_{80} und die Lochaufweitung HER bestimmt worden. Die betreffenden Eigenschaften sowie das Produkt $R_m \times HER \times A_g$ und das Verhältnis R_e/R_m sind für die Warmbänder W1 - W11, WV in Tabelle 3 verzeichnet.

[0063] Für die Warmbänder W1 - W11, WV sind die Martensit-, Ferrit-, Bainit-, Perlit- und Restaustenit-Anteile des Gefüges bestimmt worden. Darüber hinaus sind für einige der Warmbänder W1 - W11 die Martensit- und Restaustenit-korngrößen sowie die Breite $Bras$ des Restaustenitsaums bestimmt worden, der die Martensitinseln (=Martensitkörner) im Gefüge der Warmbänder W1 - W11, WV umgab. Die betreffenden Werte sind in Tabelle 4 verzeichnet.

[0064] Es zeigt sich, dass die erfindungsgemäß erzeugten und nach Maßgabe der Erfindung legierten Warmbänder W1 - W3 und W6 - W11 zuverlässig hohe mechanische Kennwerte R_m , R_e , A_g , A_{50} , A_{80} und HER aufweisen, die zu hohen Werten für das Produkt $R_m \times HER \times A_g$ führen. Das aus dem nicht erfindungsgemäß legierten Vergleichsstahl V1 in nicht erfindungsgemäßer Weise erzeugte Warmband WV erreicht dagegen die erfindungsgemäß für das Produkt $R_m \times HER \times A_g$ vorgegebene Mindestgrenze nicht. Gleiches gilt für die zwar erfindungsgemäß legierten, aber nicht erfindungsgemäß erzeugten Warmbänder W4 (zu hohe Abkühlrate $dT1$) und W5 (zu niedrige Abkühlrate $dT1$).

[0065] In Fig. 1 ist die Abbildung einer im Gefüge des Warmbands W1 vorhandenen Martensitinsel M wiedergegeben, die in ferritisches Gefüge F eingebettet ist. Deutlich zu erkennen ist der um die Martensitinsel M umlaufende, aus Restaustenit bestehende Saum RAS, durch den die Martensitinsel M von dem umgebenden Ferrit F abgegrenzt ist.

[0066] Wie anhand der in Fig. 2 wiedergegebenen, in Fig. 3 schematisch zeichnerisch abstrahierten Vergrößerung des Ausschnitts A von Fig. 1 leicht nachvollzogen werden kann, ist der Mittenbereich MMB der Martensitinsel M von einem Randbereich MRB umgrenzt, um den wiederum der Restaustenit-Saum RAS umläuft.

Tabelle 1

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}
V1	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

EP 3 872 194 A1

(fortgesetzt)

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	0,11	1,0	0,009	0,0008	0,027	0,5	0,021	0,005	0,044	0,0002	485	807	735
E2	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
E3	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
E4	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

Stahl	Dicke	Ofentemperatur	Liegezeit	Vorbandstich	Vorbanddicke	ET	HT	dT1	dT2'	dT2"	ZT1	tH
	mm		[min]	[°C]	[mm]	[°C]		[K/s]		[K/s]	[°C]	[s]
V1	3,2	1240	130	1030	41	820	520	30	2			
E1	4	1260	140	1080	40	860	60	40		50	690	2
E1	2	1280	240	1140	41	850	50	35	30			
E1	1,5	1260	130	1130	42	850	30	30	40			
E1	2	1230	150	1050	46	910	50	135	50			
E2	1,6	1180	160	1040	47	850	30	2	30			
E2	1,6	1290	120	1140	44	860	50	51	60			
E2	2	1260	145	1130	43	855	90	62	40			
E2	3	1230	165	1110	42	900	30	30	40			
E3	1,5	1260	125	1130	41	860	40	80		70	675	3
E3	2	1250	135	1125	42	850	80	31	30			
E4	3,4	1270	140	1120	38	860	40	42	30			

Tabelle 3

Warmband	Stahl	Dicke	Re	Rm	Re/Rm	Aq	A050	A80	HER	Rm*HER*Ag	Erfindungsgemäß?
		mm	MPa			%				MPa*%*%	JA
WV	V1	3,2	762	856	0,89	7,9	15,5	14,1	26	175822	NEIN
W1	E1	4	501	702	0,71	12,6	20,7	18,8	34	300737	JA
W2	E1	2	474	711	0,67	12,4	19,4	17,6	38	335023	JA
W3	E1	1,5	562	752	0,75	11,8	18,5	16,8	31	275082	JA
W4	E1	2	750	934	0,80	12,4	15,2	13,8	15	173724	NEIN
W5	E2	1,6	390	590	0,66	12	20,5	18,6	41	290280	NEIN
W6	E2	1,6	438	652	0,67	11,8	20,0	18,2	48	369293	JA
W7	E2	2	401	612	0,66	12,6	20,6	18,7	56	431827	JA
W8	E2	3	480	687	0,70	11,5	18,4	16,7	45	355523	JA
W9	E3	1,5	750	1014	0,74	8,5	13,4	12,2	25	215475	JA
W10	E3	2	689	975	0,71	9,1	13,9	12,6	27	239558	JA
W11	E4	3,4	508	804	0,63	10,3	20,8	20,8	30	248436	JA

Tabelle 4

Warmband	Stahl	Martensit	Ferrit	Bainit	Perlit	RA	KG	Bras
		[Flächen-%]						[µm]
WV	V1	5	10	75	5	2	-	-
W1	E1	15	80	5	-	2	2	0,3
W2	E1	20	75	5	-	2	-	-
W3	E1	25	75	0	-	2	2	0,3
W4	E1	35	62	5	-	3	2	n.b.
W5	E2	5	80	-	15	0	-	-
W6	E2	15	80	5-10	<1	1,5	4	0,4
W7	E2	10	85	5	-	1,5	-	-
W8	E2	15	85	-	-	1,5	-	-
W9	E3	35	60	5	-	1	3	0,9
W10	E3	35	65	-	-	<1	-	-
W11	E3	30	70	5	-	1,0	-	-
"-": Nicht bestimmt								

Patentansprüche

- Verfahren zur Herstellung eines warmgewalzten Stahlflachprodukts mit einem Gefüge, das zu 5 - 40 Vol.-% aus angelassenem oder frisch gebildeten Martensit und zu 50 - 95 Vol.-% aus Ferrit besteht und in dem der nicht durch Martensit und Ferrit eingenommene Anteil aus bis zu 45 Vol.-% Restaustenit, Bainit und/oder Zementit gefüllt ist, umfassend folgende Arbeitsschritte:

a) Vergießen einer Stahlschmelze zu einem Vorprodukt in Form einer Bramme, Dünnbramme oder eines ge-

gossenen 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;

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 der 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 auf die im Bereich zwischen der Martensitstarttemperatur T_{MS} des Stahls und Raumtemperatur liegende Haspeltemperatur HT gekühlt wird,

oder

- gemäß einer zweiten Variante das Warmband mit einer Abkühlrate dT2" von 10 - 130 K/s zunächst auf eine Kühlstopptemperatur ZT1, 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 im Bereich zwischen Martensitstarttemperatur T_{MS} des Stahls und Raumtemperatur liegende Haspeltemperatur HT gekühlt wird;

g) Haspeln des auf die Haspeltemperatur HT abgekühlten Warmbands zu einem Coil;

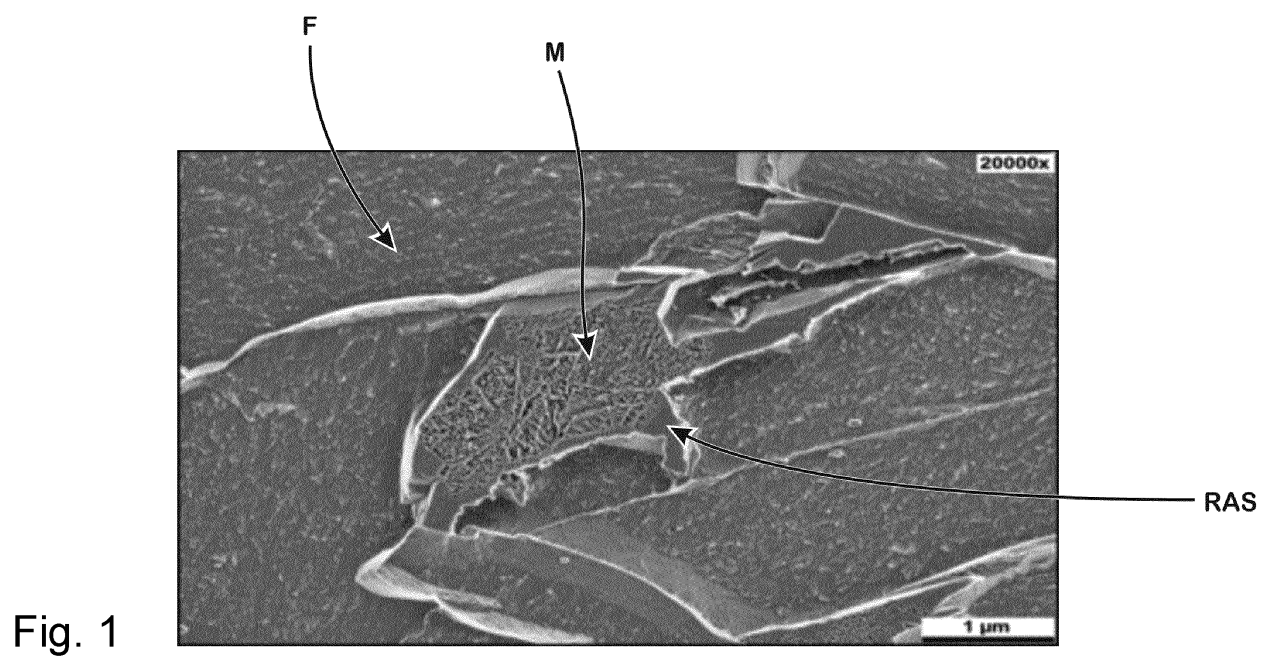
h) optional Abkühlen des warmgewalzten Stahlflachprodukts im Coil auf Raumtemperatur oder Halten des warmgewalzten Stahlflachprodukts bei der Haspeltemperatur HT.

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 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 30 - 80 K/s und die Haltezeit 1 - 3 s betragen.
6. Verfahren nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Haspeltemperatur HT in einem von der Raumtemperatur bis 100 °C reichenden Temperaturbereich liegt.
7. Warmgewalztes Stahlflachprodukt mit einem Stahlsubstrat,
 - 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 5 - 40 Vol.-% aus angelassenem oder frisch gebildeten Martensit und zu 50 - 95 Vol.-% aus Ferrit besteht und in dem der nicht durch Martensit und Ferrit eingenommene Anteil aus bis zu 45 Vol. % Restaustenit, Bainit und/oder Zementit besteht, wobei die Martensit-Anteile des Gefüges inselförmig vorliegen und 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.
8. Stahlflachprodukt nach Anspruch 7, **dadurch gekennzeichnet, dass** 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 und diese C-Konzentration am Rand so hoch ist, dass der Restaustenit bei 20.000-facher Vergrößerung zu erkennen ist, in Summe mindestens 30 % des Umfangs der betreffenden Martensitinsel einnimmt oder einnehmen.
9. Stahlflachprodukt nach einem der Ansprüche 7 oder 8, **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, als im Mittenbereich der jeweiligen Martensitinsel.
10. Stahlflachprodukt nach Anspruch 7 oder 8, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Martensitinseln zumindest über eine Teillänge ihres Umfangs von einem aus Restaustenit bestehenden Saum umgrenzt sind.
11. Stahlflachprodukt nach Anspruch 10, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Breite des Restaustenit-Saums 10 nm bis 1 µm beträgt.
12. Stahlflachprodukt nach einem der Ansprüche 7 - 11, **dadurch gekennzeichnet, dass** das aus seiner Zugfestigkeit R_m, seiner Lochaufweitung HER und seiner Gleichmaßdehnung Ag gebildete Produkt R_m x HER x Ag mindestens 200.000 MPa%² beträgt.
13. Stahlflachprodukt nach Anspruch 7 - 12, **dadurch gekennzeichnet, dass** seine Zugfestigkeit R_m mindestens 530 MPa beträgt.
14. Stahlflachprodukt nach einem der Ansprüche 7 - 13, **dadurch gekennzeichnet, dass** seine Lochaufweitung HER mindestens 20 % beträgt.
15. Stahlflachprodukt nach einem der Ansprüche 7 - 14, **dadurch gekennzeichnet, dass** seine Gleichmaßdehnung Ag mindestens 5 % beträgt.



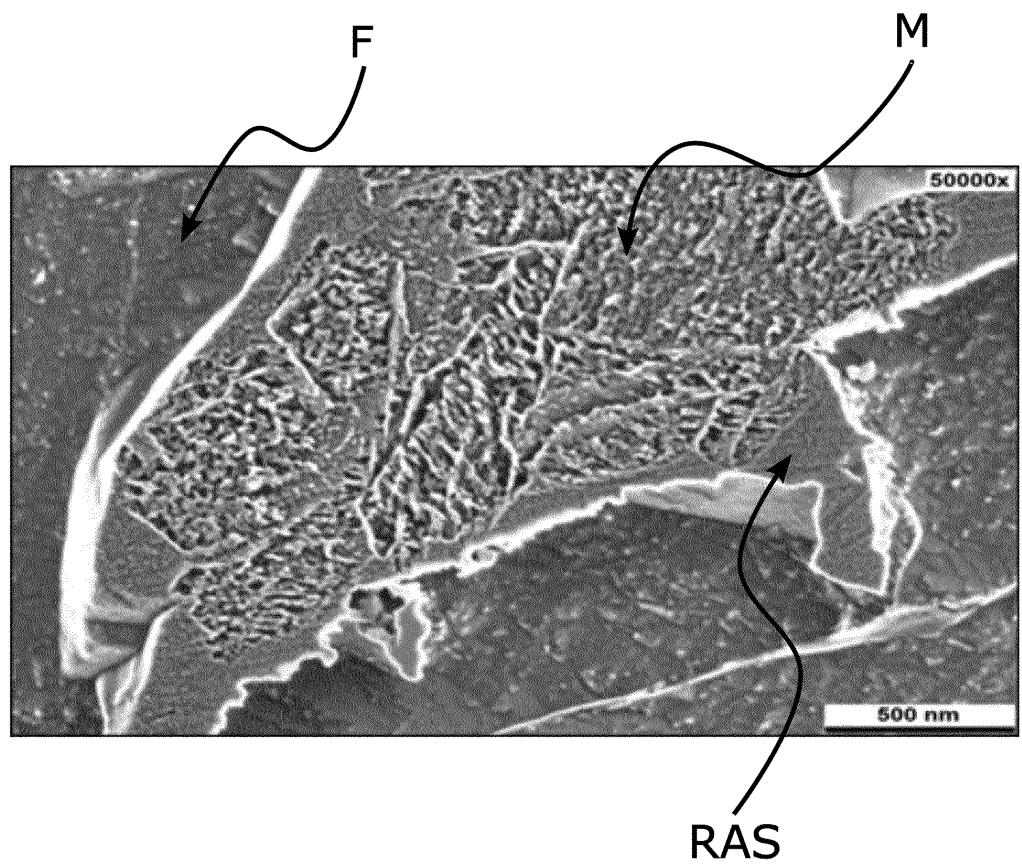


Fig. 2

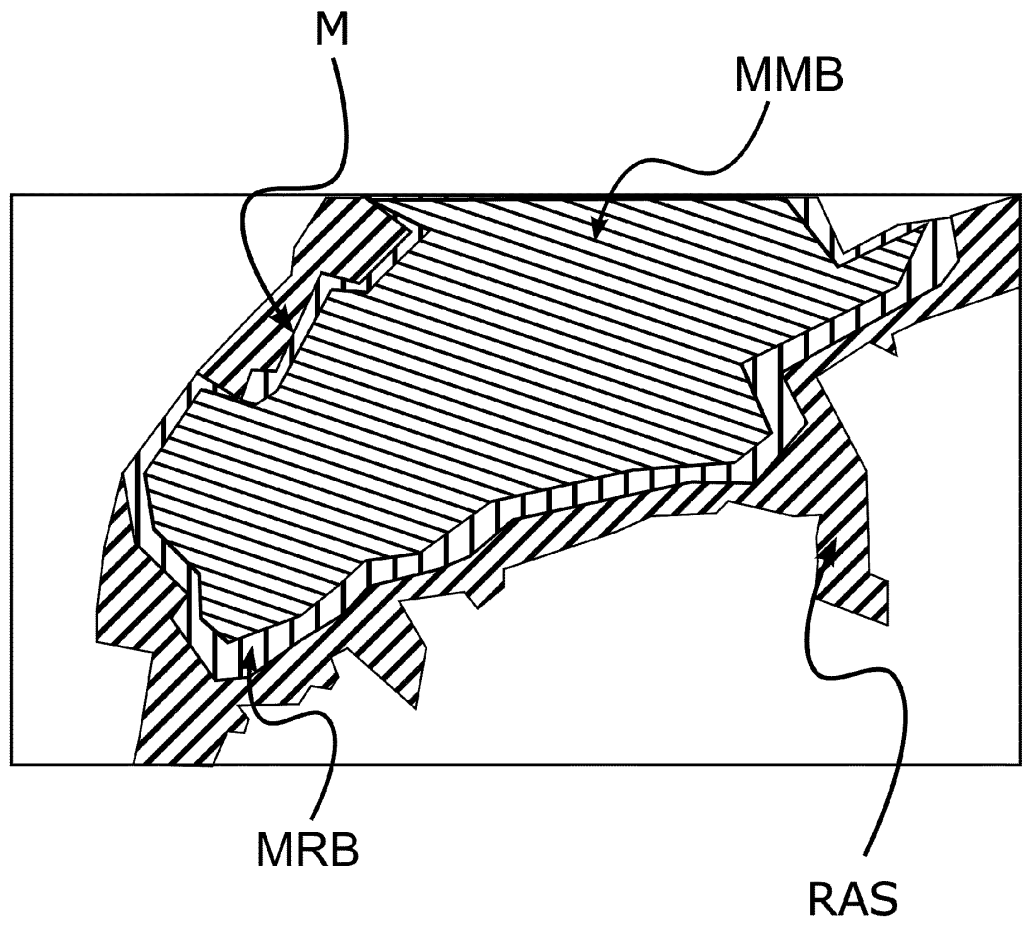


Fig. 3



EUROPÄISCHER RECHERCHENBERICHT

 Nummer der Anmeldung
EP 20 15 9609

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	US 2014/261914 A1 (JAMWAL RANBIR SINGH [US] ET AL) 18. September 2014 (2014-09-18) * Zusammenfassung * * Beispiel 2 * * Stahl 6; Tabelle 1 *	1-15	INV. C21D1/18 C21D1/19 C21D9/46 C22C38/00 C22C38/02 C22C38/04 C22C38/06 C22C38/22 C22C38/26 C22C38/28 C22C38/32 C22C38/38
X	JP 2006 316301 A (SUMITOMO METAL IND) 24. November 2006 (2006-11-24) * Zusammenfassung * * Beispiel 9; Tabelle 3 * * Beispiel 1 * * Beispiele 1, 9; Tabellen 1, 2 *	1-3,7-15	ADD. C22C38/20 C22C38/40
A	JP 2009 270171 A (SUMITOMO METAL IND) 19. November 2009 (2009-11-19) * Zusammenfassung *	1-15	
A	JP 2007 146275 A (NIPPON STEEL CORP) 14. Juni 2007 (2007-06-14) * Zusammenfassung *	1-15	
Der vorliegende Recherchenbericht wurde für alle Patentansprüche erstellt			RECHERCHIERTE SACHGEBIETE (IPC)
			C21D C22C
Recherchenort		Abschlußdatum der Recherche	
Den Haag		1. Juli 2020	
		Prüfer	
		Rosciano, Fabio	
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 : mündliche 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			

1

EPO FORM 1503 03.82 (P04C03)

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

EP 20 15 9609

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.

01-07-2020

10	Im Recherchenbericht angeführtes Patentdokument		Datum der Veröffentlichung	Mitglied(er) der Patentfamilie		Datum der Veröffentlichung
	US 2014261914	A1	18-09-2014	US 2014261914	A1	18-09-2014
				WO 2014149505	A1	25-09-2014
15	JP 2006316301	A	24-11-2006	JP 4404004	B2	27-01-2010
				JP 2006316301	A	24-11-2006
	JP 2009270171	A	19-11-2009	JP 5200653	B2	05-06-2013
				JP 2009270171	A	19-11-2009
20	JP 2007146275	A	14-06-2007	JP 5058508	B2	24-10-2012
				JP 2007146275	A	14-06-2007
25						
30						
35						
40						
45						
50						
55						

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]

In der Beschreibung aufgeführte Nicht-Patentliteratur

- **H. FARIVAR et al.** Experimental quantification of carbon gradients in martensite and its multiscale effects in a DP steel. *MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING A-STRUCTURAL MATERIALS PROPERTIES MICROSTRUCTURE AND PROCESSING*, 2018, vol. 718, 250-259 [0007]
- **CHOQUET, P. et al.** Mathematical Model for Predictions of Austenite and Ferrite Microstructures. *Hot Rolling Processes. IRSID Report*, 1985, 7 [0039]
- **LUTSENKO, A. et al.** The Definition and Use of Technological Reserves - An Effective Way to Improve the Production Technology of Rolled Metal. *9th International Rolling Conference, Associazione Italiana di Metallurgia*, Juni 2013, 8 [0041]
- **S.M.C. VAN BOHEMEN.** Bainite and martensite start temperature calculated with exponential carbon dependence. *Mater. Sci. Technol.*, 2012, vol. 28, 487-495 [0047]