

(19)



(11)

EP 2 690 183 A1

(12)

EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG

(43) Veröffentlichungstag:
29.01.2014 Patentblatt 2014/05

(51) Int Cl.:
C21D 1/20 (2006.01) **C22C 38/04** (2006.01)
C22C 38/28 (2006.01) **C22C 38/50** (2006.01)

(21) Anmeldenummer: **12178330.2**

(22) Anmeldetag: **27.07.2012**

(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

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

(72) Erfinder:
• **Hammer, Brigitte**
46562 Voerde (DE)

- **Heller, Thomas**
47229 Duisburg (DE)
- **Hisker, Frank**
46240 Bottrop (DE)
- **Kawalla, Rudolf**
09627 Bobritzsch (DE)
- **Korpala, Grzegorz**
09599 Freiberg (DE)

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

(54) **Warmgewalztes Stahlflachprodukt und Verfahren zu seiner Herstellung**

(57) Die Erfindung betrifft ein warmgewalztes Stahlflachprodukt mit einem Produkt aus Rm und $A80 \geq 18000$ MPa*, einer Zusammensetzung, die aus (in Gew.-%) C: 0,10 - 0,60 %, Si: 0,4 - 2,0 %, Al: $\leq 2,0$ %, Mn: 0,4 - 2,5 %, Ni: ≤ 1 %, Cu: $\leq 2,0$ %, Mo: $\leq 0,4$ %, Cr: ≤ 2 %, Ti: $\leq 0,2$ %, Nb: $\leq 0,2$ %, V: $\leq 0,5$ %, Rest Fe und unvermeidbaren Verunreinigungen besteht, und einem Gefüge, das (in Vol.-%) aus ≤ 5 % Ferrit, ≤ 10 % Martensit, ≥ 60 % Bainit und als Rest aus Restaustenit besteht, wobei zumindest ein Teil des Restaustenits blockigförmig ist und ≥ 98 % der Restaustenit-Blöcke $\leq 5 \mu\text{m}$ groß sind. Zur Herstellung des Stahlflachprodukts wird eine Bram-

me, Dünnbramme oder ein gegossenes Bands mit der genannten Zusammensetzung bereitgestellt, das Vorprodukt mit einer Warmwalzendtemperatur ≥ 880 °C zu einem Warmband warmgewalzt, das erhaltene Warmband mit einer Abkühlrate ≥ 5 °C/s auf eine zwischen der Martensitstarttemperatur MS und 600 °C liegende Haspeltemperatur abgekühlt, das Warmband zu einem Coil gehaselt und im Coil abgekühlt, wobei die Temperatur des Coils solange zwischen der Bainitstarttemperatur BS und der Martensitstarttemperatur MS gehalten wird, bis ≥ 60 Vol.-% des Warmbandgefüges aus Bainit bestehen.

EP 2 690 183 A1

Beschreibung

[0001] Die Erfindung betrifft ein warmgewalztes Stahlflachprodukt mit einem Produkt aus Zugfestigkeit Rm und Dehnung A80 von mindestens 18000 MPa*%. Stahlflachprodukte dieser Art zeichnen sich durch eine sehr hohe Festigkeit in Kombination mit guten Dehnungseigenschaften aus und sind als solche insbesondere für die Herstellung von Bauteilen für Kraftfahrzeugkarosserien geeignet.

[0002] Ebenso betrifft die Erfindung ein Verfahren zur Herstellung eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts.

[0003] Unter dem Begriff "Stahlflachprodukt" werden hier durch einen Walzprozess erzeugte Stahlbleche oder Stahlbänder sowie davon abgeteilte Platinen und desgleichen verstanden.

[0004] Sofern hier Legierungsgehalte lediglich in "%" angegeben sind, ist damit immer "Gew.-%" gemeint, sofern nicht ausdrücklich etwas anderes angegeben ist.

[0005] Das Produkt aus Zugfestigkeit Rm und Dehnung A80 wird in der Fachsprache auch als "Güte" bezeichnet.

[0006] Aus der EP 1 466 024 B1 (DE 603 15 129 T2) ist ein Verfahren zur Herstellung eines Stahlflachprodukts bekannt, das Zugfestigkeiten von deutlich mehr als 1000 MPa aufweisen soll. Um dies zu erreichen, wird eine Stahlschmelze, die (in Gew.-%) 0,0005 - 1 % C, 0,5 - 10 % Cu, bis zu 2 % Mn, bis zu 5 % Si, bis zu 0,5 % Ti, bis zu 0,5 % Nb, bis zu 5 % Ni, bis zu 2 % Al und als Rest Eisen und herstellungsbedingt unvermeidbare Verunreinigungen aufweist. Die Schmelze wird zu einem Band gegossen, dessen Dicke max. 10 mm beträgt und das durch Besprengen mit Wasser oder einem Wasser-Luft-Gemisch rasch auf eine Temperatur von höchstens 1000 °C abgekühlt wird. Anschließend wird das gegossene Band mit einer Reduktionsrate von mindestens 10 % warmgewalzt. Das Warmwalzen wird bei einer Endtemperatur beendet, bei der sich das gesamte Kupfer noch in fester Lösung in der Ferrit- und/oder Austenitmatrix befindet. Dann wird das Band einem Schritt einer schnellen Abkühlung unterzogen, um das Kupfer in übersättigter fester Lösung in der Ferrit- und/oder Austenitlösung zu halten. Das so abgekühlte Band wird abschließend zu einem Coil gewickelt. Die Kupferausscheidungen bewirken eine Ausscheidungshärtung, durch die das angestrebte Festigkeitsniveau des Stahls erreicht werden soll. Gleichzeitig soll der Kupfergehalt die Korrosions- und Versprödungsbeständigkeit des Stahls durch Bildung einer Schutzoxidschicht erhöhen.

[0007] Ein Warmband mit einer über 1200 MPa liegenden Zugfestigkeit und einer Dehnung von bis zu 10 % und ein Verfahren zu seiner Herstellung sind aus der US 2009/0107588 A1 bekannt. Das bekannte Warmband besteht dabei aus einem Stahl, der neben Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen (in Gew.-%) 0,10 - 0,25 % C, 1 - 3 % Mn, mehr als 0,015 % Al, bis zu 1,985 % Si, bis zu 0,30 % Mo, bis zu 1,5 % Co, bis zu 0,005 % B, wobei gelten soll $1\% \leq \%Si + \%Al \leq 2\%$ ($\%Al$ = jeweiliger Al-Gehalt, $\%Si$ = jeweiliger Si-Gehalt) und $\%Cr + (3 \times \%Mo) \geq 0,3\%$ ($\%Cr$ = jeweiliger Cr-Gehalt, $\%Mo$ = jeweiliger Mo-Gehalt) enthält. Gleichzeitig soll der Stahl eine Mikrostruktur besitzen, die zu mindestens 75 % aus Bainit, zu mindestens 5 % aus Restaustenit und zu mindestens 2 % aus Martensit besteht. Für die Herstellung des Warmbands wird eine entsprechend zusammengesetzte Schmelze zu einem Vorprodukt vergossen, das anschließend auf mehr als 1150 °C erwärmt und dann mit einer Warmwalzendtemperatur warmgewalzt wird, bei der der Stahl noch vollständig austenitisch ist. Das erhaltene Warmband wird anschließend in drei Stufen abgekühlt. In der ersten Stufe erfolgt die Abkühlung ausgehend von einer Temperatur, die oberhalb der Ar3-Temperatur des Stahls liegt, mit einer Kühlrate von mindestens 70 °C/s auf eine oberhalb von 650 °C liegende erste Zwischentemperatur. Ausgehend von dieser ersten Zwischentemperatur erfolgt dann eine Abkühlung auf eine zweite Zwischentemperatur, die zwischen der Bainitstarttemperatur, d. h., an der sich Bainit im Stahl zu bilden beginnt, und einer unter Grenztemperatur liegt, die 50 °C höher ist als die Martensitstarttemperatur, also der Temperatur, ab der sich im Stahl Martensit bildet. Die Abkühlrate bei dieser zweiten Stufe der Abkühlung beträgt 20 - 90 °C/s. Anschließend folgt eine dritte Abkühlstufe, bei der das Warmband auf Raumtemperatur gekühlt wird. Die Temperatur, von der diese dritte Stufe der Abkühlung ausgeht, wird dabei in Abhängigkeit von der jeweiligen Abkühlrate bestimmt.

[0008] Ein anderes ebenfalls auf der festigkeitssteigernden Wirkung von Cu-Ausscheidungen basierendes Verfahren zur Herstellung eines hochfesten und gut verformbaren Warmbands ist in der US 6,190,469 B1 beschrieben. Bei diesem Verfahren wird ein Stahl zu Brammen vergossen, der (in Gew.-%) 0,15 - 0,3 % C, 1,5 - 2,5 % Si, 0,6 - 1,8 % Mn, 0,02 - 0,10 % Al, 0,6 - 2,0 % Cu, 0,6 - 2,0 % Ni und als Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen aufweist. Die Brammen werden zu Warmband gewalzt, wobei die Warmwalzendtemperatur 750 - 880 °C beträgt. Das erhaltene Warmband wird dann ausgehend von einer 680 - 740 °C betragenden Starttemperatur mittels Wasser auf eine Haspeltemperatur gekühlt, die mindestens gleich der nach der Formel $240 \times (\%Mn + \%Ni) - 140$ berechneten Temperatur (mit $\%Mn$ = jeweiliger Mn-Gehalt, $\%Ni$ = jeweiliger Ni-Gehalt) und nicht höher als 540 °C ist. Anschließend wird das auf die Haspeltemperatur abgekühlte Warmband zu einem Coil gewickelt. Das erhaltene Warmband weist eine Mikrostruktur auf, die neben Ferrit 5 - 20 % Restaustenit und 20 - 50 % Bainit enthält, wobei in dem Gefüge Kupferausscheidungen vorhanden sind, die durch Ausscheidungshärtung zur Festigkeit des erhaltenen Warmbands beitragen. Das so erzeugte und beschaffene Warmband weist bei Festigkeiten, die im Bereich von 1000 MPa liegen, eine Dehnung von bis zu 23 % auf, so dass insgesamt hohe Gütewerte von mehr als 20000 MPa*% erreicht werden.

[0009] Vor dem Hintergrund des voranstehend erläuterten Standes der Technik bestand die Aufgabe der Erfindung

darin, ein warmgewalztes Stahlflachprodukt zu schaffen, dass auf einfache und betriebssichere Weise hergestellt werden kann und eine optimierte Kombination aus besonders hoher Festigkeit und guter Verformbarkeit aufweist. Darüber hinaus sollte ein Verfahren zur Herstellung eines solchen Stahlflachprodukts genannt werden.

[0010] In Bezug auf das Warmband ist diese Aufgabe erfindungsgemäß durch das in Anspruch 1 angegebene warmgewalzte Stahlflachprodukt gelöst worden.

[0011] In Bezug auf das Verfahren besteht die erfindungsgemäße Lösung der voranstehend genannten Aufgabe darin, dass zur Herstellung eines erfindungsgemäßen warmgewalzten Stahlflachprodukts mindestens die in Anspruch 8 angegebenen Arbeitsschritte durchlaufen werden.

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

[0013] Das erfindungsgemäße warmgewalzte Stahlflachprodukt zeichnet sich dadurch aus, dass es neben Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen (in Gew.-%)

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 %,

enthält. 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.

[0014] Das erfindungsgemäße Verfahren zum Herstellen eines erfindungsgemäß beschaffenen Stahlflachprodukts umfasst folgende Arbeitsschritte:

- Bereitstellen eines Vorprodukts in Form einer Bramme, Dünnbramme oder eines gegossenen Bands, das neben Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen (in Gew.-%): 0,10 - 0,60 % C, 0,4 - 2,0 % Si, bis zu 2,0 % Al, 0,4 - 2,5 % Mn, bis zu 1 % Ni, bis zu 2,0 % Cu, bis zu 0,4 % Mo, bis zu 2 % Cr, bis zu 0,2 % Ti, bis zu 0,2 % Nb und bis zu 0,5 % V enthält;
- Warmwalzen des Vorprodukts zu einem Warmband in einem oder mehreren Walzstichen, wobei das erhaltene Warmband beim Verlassen des letzten Walzstichs eine Warmwalzendtemperatur von mindestens 880 °C aufweist;
- beschleunigtes Abkühlen des erhaltenen Warmbands mit einer Abkühlrate von mindestens 5 °C/s auf eine Haspeltemperatur, die zwischen der Martensitstarttemperatur MS und 600 °C liegt;
- Haspeln des Warmbands zu einem Coil;
- Abkühlen des Coils, wobei die Temperatur des Coils während der Abkühlung zur Bildung von Bainit solange 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.

[0015] Ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt weist ein von zwei Phase dominiertes Gefüge auf, dessen einer dominierender Bestandteil Bainit und dessen zweiter dominierender Bestandteil Restaustenit ist. Neben diesen beiden Hauptkomponenten können geringe Anteile an Martensit und Ferrit vorhanden sein, deren Gehalte jedoch zu gering sind, um einen Einfluss auf die Eigenschaften des warmgewalzten Stahlflachprodukts zu haben.

[0016] Die Erfindung geht hierbei von der Erkenntnis aus, dass es für die geforderten Eigenschaften des warmgewalzten Stahlflachprodukts günstig ist, wenn der Restaustenit in blockiger Form vorliegt, solange der Durchmesser der Restaustenitblöcke 5 µm nicht überschreitet. Im Stand der Technik ist bisher davon ausgegangen worden, dass blockartig

vorliegender Restaustenit grundsätzlich zu vermeiden ist, da blockförmiger Restaustenit als Verursacher von Instabilitäten des Gefüges und einer damit einhergehenden Neigung zur Bildung von unerwünschtem Martensit gedeutet worden ist. Dementsprechend sind im Stand der Technik bisher stets möglichst hohe Anteile an filmartigem Restaustenit im Gefüge eines Stahls der hier in Rede stehenden Art angestrebt worden (s. H.K.D.H. Bhadeshia and D.V. Edmonds

"Bainite in silicon steels: new composition-property approach" erschienen in Metal Science Vol. 17, September 1983, S. 411 - 419 ("Part 1") und S. 420 - 425 ("Part 2")).

[0017] Von "blockartigem" Restaustenit spricht man in diesem Zusammenhang dann, wenn bei den im Gefüge vorhandenen Gefüge-Bestandteilen an Restaustenit das Verhältnis aus Länge/Breite, d. h. längste Ausdehnung/Dicke, 1 bis 5 beträgt. Dagegen wird Restaustenit als "filmartig" bezeichnet, wenn bei den im Gefüge vorhandenen Restaustenitansammlungen das Verhältnis Länge/Breite größer als 5 ist und die Breite der jeweiligen Gefügebestandteile an Restaustenit kleiner als 1 μm ist. Filmartiger Restaustenit liegt dementsprechend typischerweise als fein verteilte Lamelle vor.

[0018] Der gemäß dem Stand der Technik zur Vermeidung von blockartig vorliegendem Restaustenit noch erforderliche Aufwand kann somit bei der Herstellung eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts umgangen werden, indem die im Gefüge des erhaltenen erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts vorhandenen Restaustenitblöcke klein gehalten werden, d. h. in ihrer durch ihren mittleren Durchmesser ausgedrückten Ausdehnung auf weniger als 5 μm beschränkt sind. Überraschend hat sich dabei herausgestellt, dass blockförmig vorliegender Restaustenit mit einem Durchmesser, der kleiner als 5 μm ist, sich positiv auf die Dehnungseigenschaften eines Stahls der erfindungsgemäß beschaffenen Art auswirkt. Die in dieser Größe vorliegenden Restaustenitblöcke erweisen sich stabiler als größer vorliegender blockförmiger Restaustenit. Gleichzeitig sind sie nicht so stabil wie filmartig vorliegender Restaustenit und ermöglichen so den TRIP-Effekt. Besonders sicher lässt sich der positive Einfluss von in Blockform vorliegendem Restaustenit dann nutzen, wenn der blockige Restaustenit in der Ausdehnung höchstens 4 μm , insbesondere höchstens 3 μm , misst. Dabei hat sich in der Praxis gezeigt, dass bei erfindungsgemäß zusammengesetzten und erzeugten Stahlflachprodukten die maximale Ausdehnung des in Blockform vorliegenden Restaustenits regelmäßig im Bereich von 1 - 3 μm liegt, wobei die maximale Ausdehnung der Restaustenitblöcke im Mittel typischerweise auf 2 μm begrenzt ist. Einer aufwändigen, vielstufigen Temperaturführung während der Herstellung des Stahlflachprodukts bedarf es dazu überraschender Weise nicht.

[0019] Dementsprechend lässt sich bei Einhaltung der für das Herstellverfahren erfindungsgemäß vorgegebenen Parameter ein erfindungsgemäßes warmgewalztes Stahlflachprodukt ohne besonderen Aufwand herstellen. Insbesondere sind keine komplexen oder eine hohe Abkühlleistung erfordernden Abkühlstrategien mehr erforderlich, wie sie im Stand der Technik noch für unumgänglich gehalten worden sind.

[0020] Erfindungsgemäß erzeugte warmgewalzte Stahlflachprodukte erreichen regelmäßig Zugfestigkeiten R_m von mehr als 1000 MPa, insbesondere mindestens 1200 MPa, bei Dehnungen A80, die ebenso regelmäßig oberhalb von 17 %, insbesondere oberhalb von 19 %, liegen. Dementsprechend liegt die Güte $R_m \cdot A80$ von erfindungsgemäßen Warmbändern regelmäßig im Bereich von von 18000 - 30000 MPa*%. Insbesondere beträgt sie regelmäßig mindestens 20000 MPa*%. Ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt verfügt als solches über eine optimale Kombination aus extremer Festigkeit und guter Umformbarkeit.

[0021] Auch in einem erfindungsgemäßen warmgewalzten Stahlflachprodukt kann die festigkeitssteigernde Wirkung von Kupfer genutzt werden. Hierzu kann im erfindungsgemäßen warmgewalzten Stahlflachprodukt ein Mindestgehalt von 0,15 Gew.-% Cu vorhanden sein.

[0022] Kohlenstoff verzögert im erfindungsgemäßen Stahl die Umwandlung zu Ferrit/Perlit, senkt die Martensitstarttemperatur M_s ab und trägt zur Erhöhung der Härte bei. Um diese positiven Effekte zu nutzen, kann der C-Gehalt des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts auf mindestens 0,3 Gew.-% gesetzt werden.

[0023] Mn in Gehalten von bis zu 2,5 Gew.-%, insbesondere bis zu 2,0 Gew.-%, fördert im erfindungsgemäß verarbeiteten Stahl die Bainitbildung, wobei die optional zusätzlich vorhandenen Gehalte an Cu, Cr und Ni ebenfalls zur Bildung von Bainit beitragen. Abhängig von den jeweils anderen Bestandteilen des erfindungsgemäß verarbeiteten Stahls kann es dabei zweckmäßig sein, den Mn-Gehalt auf maximal 1,6 Gew.-% zu beschränken.

[0024] Darüber hinaus kann durch die optionale Zugabe von Cr auch die Martensitstarttemperatur abgesenkt und die Neigung des Bainits zur Umwandlung in Perlit oder Zementit unterdrückt werden. Des Weiteren fördert Cr in Gehalten bis zu der erfindungsgemäß vorgegebenen Obergrenze von maximal 2 Gew.-% die ferritische Umwandlung, wobei sich optimale Wirkungen der Anwesenheit von Cr in einem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt dann ergeben, wenn der Cr-Gehalt auf 1,5 Gew.-% beschränkt ist.

[0025] Durch die optionale Zugabe von Ti, V oder Nb kann die Entstehung von feinkörnigerem Gefüge unterstützt und die ferritische Umwandlung gefördert werden. Darüber hinaus tragen diese Mikrolegierungselemente durch die Bildung von Ausscheidungen zur Steigerung der Härte bei. Besonders effektiv lassen sich die positiven Wirkungen von Ti, V und Nb im erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt dann nutzen, wenn ihr Gehalt jeweils im Bereich von 0,002 - 0,15 Gew.-% liegt, insbesondere 0,14 Gew.-% nicht überschreitet.

[0026] Durch die Anwesenheit von Si und Al kann die Karbidbildung im Bainit unterdrückt und damit einhergehend

der Restaustenit durch gelösten Kohlenstoff stabilisiert werden. Zudem trägt vor allem Si zur Mischkristallverfestigung bei. Al kann dabei im erfindungsgemäß verarbeiteten Stahl den Si-Gehalt zu einem Teil ersetzen. Hierzu kann ein Mindestgehalt von 0,4 Gew.-% Al vorgesehen sein. Dies gilt insbesondere dann, wenn durch die Zugabe von Al die Härte oder Zugfestigkeit des Stahls zu Gunsten einer verbesserten Verformbarkeit auf einen niedrigeren Wert eingestellt werden soll.

[0027] Die positiven Einflüsse der gleichzeitigen Anwesenheit von Al und Si können dann besonders effektiv genutzt werden, wenn die Gehalte an Si und Al innerhalb der erfindungsgemäß vorgegebenen Grenzen die Bedingung $\%Si + 0,8\%Al > 1,2$ Gew.-% oder sogar die Bedingung $\%Si + 0,8\%Al > 1,5$ Gew.-% (mit %Si: jeweiliger Si-Gehalt in Gew.-%, %Al: jeweiliger Al-Gehalt in Gew.-%) erfüllen.

[0028] Die Bildung des erfindungsgemäßen Gefüges lässt sich insbesondere dadurch gewährleisten, dass die Gehalte des erfindungsgemäß verarbeiteten Stahls und dementsprechend die Gehalte des erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts an Mn, Cr, Ni, Cu und C die folgende Bedingung

$$1 < 0,5\%Mn + 0,167\%Cr + 0,125\%Ni + 0,125\%Cu + 1,334\%C < 2$$

erfüllen, wobei mit %Mn der jeweilige Mn-Gehalt in Gew.-%, mit %Cr der jeweilige Cr-Gehalt in Gew.-%, mit %Ni der jeweilige Ni-Gehalt in Gew.-%, mit %Cu der jeweilige Cu-Gehalt in Gew.-% und mit %C der jeweilige C-Gehalt in Gew.-% bezeichnet sind.

[0029] Zur Herstellung eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts wird das aus einem erfindungsgemäß zusammengesetzten Stahl gegossene Vorprodukt zunächst auf eine Temperatur gebracht oder auf einer Temperatur gehalten, die ausreicht, um das ausgehend von dieser Temperatur durchgeführte Warmwalzen bei einer Warmwalzendtemperatur zu beenden, bei dem das erhaltene Warmband ein vollständig rekristallisiertes, austenitisches Gefüge besitzt, das optimale Voraussetzungen für die Bainitbildung bietet. Dies ist dann der Fall, wenn das erhaltene Warmband beim Verlassen des letzten Walzstichs eine Warmwalzendtemperatur von mindestens 880 °C aufweist, wobei sich das erfindungsgemäße Verfahren besonders betriebssicher ausführen lässt, wenn die Warmwalzendtemperatur auf mindestens 900 °C gesetzt wird und 1100 °C, insbesondere 1050 °C, nicht überschreitet. Typischerweise wird dazu das Vorprodukt vor dem Warmwalzen auf eine im Bereich von 1100 - 1300 °C liegende Temperatur erwärmt. Falls die Warmwalzendtemperatur 900 °C unterschreitet, kann eine weitestgehende Entfestigung des Austenits dadurch erreicht werden, dass die Hauptumformung des Warmbands in den letzten Stichen des Warmwalzens stattfindet. Das so erhaltene Warmband weist ebenfalls ein Gefüge mit Restaustenitanteilen auf, die die erfindungsgemäßen Vorgaben erfüllen.

[0030] Im Anschluss an das Warmwalzen wird das Warmband mit einer Abkühlrate von mindestens 5 °C/s beschleunigt auf eine Haspeltemperatur abgekühlt, die im Bereich von 350 - 600 °C liegt. Die Abkühlung wird dabei optimalerweise gestartet, wenn 50 - 60 % des Austenits entfestigt sind. In der Praxis wird hierzu eine Pause von etwa bis zu 2 s zwischen dem Ende des Warmwalzens und dem Beginn der Abkühlung vorgesehen. Die minimale Pausenzeit t_p kann mittels folgender empirischer Formel berechnet werden:

$$t_p = 5 \cdot 10^{+36} \cdot T^{-12,5},$$

wobei t_p die Pausenzeit nach der letzten Umformung in Sekunden und T die Temperatur in °C sind. Die Formel gibt die Mindestzeit an, nach der 50 - 60 % entfestigter Austenit vorliegt. Daraus berechnete Pausenzeiten sind:

T [°C]	t [s]
850	1,21
900	0,59
950	0,30
1000	0,16

[0031] Die Abkühlung auf die Haspeltemperatur erfolgt dabei derart, dass es bis zum Haspeln zu keiner Umwandlung des Austenits kommt. Im Ergebnis wird so erreicht, dass die Bainitbildung über eine ausreichend lange Zeit ausschließlich im Coil stattfindet. Nachdem das in der voranstehend beschriebenen Weise abgekühlte Warmband zu einem Coil gewickelt worden ist, wird hierzu dieses Coil in einem Temperaturbereich abgekühlt, dessen Obergrenze gleich der Temperatur ist, ab der sich Bainit aus dem Austenit bildet, und dessen Untergrenze oberhalb der Temperatur liegt, ab der Martensit im Gefüge des Warmbands entsteht. Die Dauer, über die das Coil in diesem Temperaturbereich gehalten wird, wird dabei so gewählt, dass der erfindungsgemäß angestrebte Bainitanteil von mindestens 60 Vol.-% erreicht wird.

In der Praxis ist hierzu regelmäßig eine Dauer von mindestens 0,5 h ausreichend, wobei sich bei längerer Dauer höhere Bainitgehalte einstellen.

[0032] Praktische Untersuchungen haben ergeben, dass sich eine Gefügeumwandlung zwischen dem Ende des Warmwalzens und dem Aufhaspeln dann besonders sicher vermeiden lässt, wenn die Abkühlgeschwindigkeit mindestens 10 °C/s beträgt, wobei praxisgerechte Abkühlgeschwindigkeiten im Bereich von bis zu 150 °C/s liegen, insbesondere 10 - 50 °C/s betragen.

[0033] Die Bildung von unerwünschtem Martensit kann dadurch besonders sicher vermieden werden, dass die Untergrenze der Haspeltemperatur um mindestens 10 °C, insbesondere mindestens 20 °C, höher ist als die Martensitstarttemperatur.

[0034] Gleichzeitig kann der gewünschte Verlauf der Bainitbildung in der Praxis dadurch gesichert werden, dass die Obergrenze der Haspeltemperatur auf 550 °C gesetzt wird.

[0035] Ein optimaler Verlauf der erfindungsgemäß im Coil ablaufenden Bainitbildung ergibt sich dann, wenn die Haspeltemperatur mindestens der gemäß folgender Formel bestimmten Temperatur HT_{opt} entspricht:

$$HT_{Min} = MS + (BS-MS) / 3$$

[0036] Dabei ist es selbstverständlich, dass unter den betrieblichen Bedingungen die Einhaltung dieser Temperatur stets einer gewissen Toleranz unterliegt, also in der Regel nicht exakt getroffen, sondern mit einer Toleranz von typischerweise +/- 20 °C eingehalten wird. Nachfolgend wird die Erfindung anhand von Ausführungsbeispielen näher erläutert.

[0037] Es sind sieben Stähle S1 - S7 erschmolzen worden, deren Zusammensetzung in Tabelle 1 angegeben ist.

[0038] Die entsprechend zusammengesetzten Stahlschmelzen sind auf konventionelle Weise zu Brammen vergossen und anschließend auf ebenso konventionelle Weise auf eine Wiedererwärmungstemperatur OT erwärmt worden.

[0039] Die erwärmten Brammen sind in einer ebenfalls konventionellen Warmwalzstaffel zu Warmbändern W1 - W10 mit einer Dicke von 2,0 mm warmgewalzt worden.

[0040] Die aus der Warmwalzstaffel austretenden Warmbänder W1 - W10 wiesen jeweils eine Warmwalzendtemperatur ET auf, von der ausgehend sie mit einer Abkühlrate KR auf eine Haspeltemperatur HT beschleunigt abgekühlt worden sind. Bei dieser Haspeltemperatur HT sind die Warmbänder W1 - W10 zu Coils gewickelt worden.

[0041] Die Coils sind anschließend jeweils in einem Temperaturbereich abgekühlt worden, dessen Obergrenze durch die jeweilige Haspeltemperatur HT und dessen Untergrenze durch die für den jeweiligen Stahl S1 - S7 bestimmte Martensitstarttemperatur MS bestimmt war. Die Berechnung der Martensitstarttemperatur MS erfolgte dabei gemäß der im Artikel "Thermodynamic Extrapolation and Martensite-Start-Temperature of Substitutionally Alloyed Steels" von H. Bhadeshia, erschienen in Metal Science 15 (1981), Seiten 178 -180 erläuterten Vorgehensweise.

[0042] Die Dauer, über die das Coil in dem in der voranstehend beschriebenen Weise definierten Temperaturbereich abgekühlt worden ist, war so bemessen, dass die so erhaltenen Warmbänder jeweils ein aus Bainit und Restaustenit bestehendes Gefüge aufwiesen, in dem die Anteile anderer Gefügebestandteile allenfalls in unwirksamen, gegen "0" gehende Mengen vorhanden waren.

[0043] Die jeweiligen Betriebsparameter Wiedererwärmungstemperatur OT, Warmwalzendtemperatur ET, Abkühlrate KR, Haspeltemperatur HT und Martensitstarttemperatur MS sind in Tabelle 2 angegeben.

[0044] In Tabelle 3 sind darüber hinaus die für die einzelnen Warmbänder ermittelten mechanischen Eigenschaften Zugfestigkeit R_m, Streckgrenze R_p, Dehnung A₈₀, Güte R_m*A₈₀ sowie der jeweilige Restaustenitgehalt RA angegeben.

[0045] Es zeigte sich, dass beim aus dem Stahl S3 erzeugten Warmband W3, der einen vergleichbar geringen Si-Gehalt aufwies, die hier angestrebte Zugfestigkeit von mindestens 1200 MPa nicht erreicht worden ist.

[0046] Beim wegen der zu niedrigen Warmwalzendtemperatur ET nicht erfindungsgemäß erzeugten, aus dem Stahl S4 bestehenden Warmband W5 waren im Gefüge bis zu 12 Vol.-% blockförmiger, grober Restaustenit sowie grober Martensit vorhanden, was zu einer deutlich verschlechterten Dehnung A₈₀ führte.

[0047] Dagegen wies das ebenfalls aus dem Stahl S4, jedoch unter Einhaltung der erfindungsgemäßen Vorgaben hergestellte Warmband W4 lediglich bis zu 1 Vol.-% groben blockigen Restaustenit mit einer mittleren Ausdehnung von mehr als 5 µm auf. Der übrige Restaustenit lag in filmartiger und in feiner blockiger Form vor mit dem Ergebnis, dass eine hohe Dehnung A₈₀ erzielt wurde.

[0048] Beim aus dem Stahl S5 erzeugten Warmband W7 und beim aus dem Stahl S7 erzeugten Warmband W10 ist die hier angestrebte Mindestzugfestigkeit von 1200 MPa ebenfalls nicht erreicht worden. Der Grund bestand in diesen Fällen in der jeweils zu hohen Haspeltemperatur HT.

[0049] In der beigefügten Abbildung ist als Beispiel für die diskutierten RA-Ausscheidungen der Querschnitt eines Kaltbands dargestellt. Dabei sind beispielhaft Restaustenitblöcke RA-b markiert und eine Stelle durch eine Umkreisung hervorgehoben, an der filmartiger Restaustenit RA-f in einer lamellenartigen Schichtung vorliegt.

EP 2 690 183 A1

Tabelle 1

Stahl	C	Si	Al	Mn	Ni	Cu	Cr	Sonstige
S1	0,48	1,5	0,02	1,48	0,034	1,51	0,9	
S2	0,51	1,5	0,02	1,58	0,015	1,53	0,9	Ti: 0,013 V: 0,099
S3	0,52	0,4	1,40	1,48	0,030	1,51	0,9	V: 0,09
S4	0,30	1,4	0,02	1,46	0,021	1,47	0,9	Ti: 0,014 V: 0,09
S5	0,51	1,5	0,01	0,40	0,63	0,60	1,3	Ti: 0,011 V: 0,098 Mo: 0,3
S6	0,49	1,5	0,01	0,41	0,60	0,61	1,5	Ti: 0,014 V: 0,1
S7	0,38	2,0	0,02	0,41	0,59	0,57	1,4	Mo: 0,30
Angaben in Gew.-%, Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen								

Tabelle 2

Warmband	Stahl	OT [°C]	ET [°C]	KR [°C/s]	HT [°C]	MS [°C]	Erfindungsgemäß?
W1	S1	1150	970	20	350	245	JA
W2	S2	1150	1000	20	500	230	JA
W3	S3	1150	1000	10	450	275	JA
W4	S4	1150	900	10	400	320	JA
W5	S4	1150	850	10	400	320	NEIN
W6	S5	1200	1000	10	400	270	JA
W7	S5	1200	1000	10	500	270	JA
W8	S6	1200	1000	20	450	270	JA
W9	S7	1200	1000	10	400	315	JA
W10	S7	1200	1000	10	500	315	JA

Tabelle 3

Warmband	Stahl	Rm [MPa]	Rp [MPa]	A80 [%]	RM*A80 [MPa*%]	RA [Vol.-%]
W1	S1	1357	807	22,2	27387	36
W2	S2	1345	889	21,0	25677	30
W3	S3	1137	807	23,7	24497	32
W4	S4	1346	878	16,5	20190	20
W5	S4	1593	887	6,4	9268	17
W6	S5	1291	778	22,7	26642	29
W7	S5	1166	830	29,1	30846	30
W8	S6	1217	821	25,8	28544	32

(fortgesetzt)

Warmband	Stahl	Rm [MPa]	Rp [MPa]	A80 [%]	RM*A80 [MPa*%]	RA [Vol.-%]
W9	S7	1318	751	17,8	21328	17
W10	S7	1164	812	23,4	24761	17

Patentansprüche

1. Warmgewalztes Stahlflachprodukt, mit einem Produkt aus Zugfestigkeit Rm und Dehnung A80 von mindestens 18000 MPa*%, enthaltend neben Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen (in Gew.-%):

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 %,

wobei 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 besteht, 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.

2. Stahlflachprodukt nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein Cu-Gehalt mindestens 0,15 Gew.-% beträgt.
3. Stahlflachprodukt nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein C-Gehalt mindestens 0,3 Gew.-% beträgt.
4. Stahlflachprodukt nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein Mn-Gehalt höchstens 2,0 Gew.-% beträgt.
5. Stahlflachprodukt nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** seine Gehalte an Mn, Cr, Ni, Cu und C die folgende Bedingung erfüllen:

$$1 < 0,5\% \text{Mn} + 0,167\% \text{Cr} + 0,125\% \text{Ni} + 0,125\% \text{Cu} + 1,334\% \text{C} < 2$$

mit %Mn: jeweiliger Mn-Gehalt in Gew.-%,
 %Cr: jeweiliger Cr-Gehalt in Gew.-%,
 %Ni: jeweiliger Ni-Gehalt in Gew.-%,
 %Cu: jeweiliger Cu-Gehalt in Gew.-%,
 %C: jeweiliger C-Gehalt in Gew.-%.

6. Stahlflachprodukt nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** seine Gehalte an Si und Al folgende Bedingung erfüllen:

$$\% \text{Si} + 0,8\% \text{Al} > 1,2 \text{ Gew.-%}$$

mit %Si: jeweiliger Si-Gehalt in Gew.-%,
 %Al: jeweiliger Al-Gehalt in Gew.-%.

7. Stahlflachprodukt nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** der Durchmesser des blockigen Restaustenits 1 - 3 µm beträgt.

8. Verfahren zum Herstellen eines gemäß einem der Ansprüche 1 bis 7 beschaffenen Stahlflachprodukts umfassend folgende Arbeitsschritte:

- Bereitstellen eines Vorprodukts in Form einer Bramme, Dünnbramme oder eines gegossenen Bands, das neben Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen (in Gew.-%): 0,10 - 0,60 % C, 0,4 - 2,0 % Si, bis zu 2,0 % Al, 0,4 - 2,5 % Mn, bis zu 1 % Ni, bis zu 2,0 % Cu, bis zu 0,4 % Mo, bis zu 2 % Cr, bis zu 0,2 % Ti, bis zu 0,2 % Nb und bis zu 0,5 % V enthält;
- Warmwalzen des Vorprodukts zu einem Warmband in einem oder mehreren Walzstichen, wobei das erhaltene Warmband beim Verlassen des letzten Walzstichs eine Warmwalzendtemperatur von mindestens 880 °C aufweist;
- beschleunigtes Abkühlen des erhaltenen Warmbands mit einer Abkühlrate von mindestens 5 °C/s auf eine Haspeltemperatur, die im Bereich zwischen der Martensitstarttemperatur MS und 600 °C liegt;
- Haspeln des Warmbands zu einem Coil;
- Abkühlen des Coils, wobei die Temperatur des Coils während der Abkühlung zur Bildung von Bainit solange 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.

9. Verfahren nach Anspruch 8, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Endtemperatur des Warmwalzens mindestens 900 °C beträgt.

10. Verfahren nach einem der Ansprüche 8 oder 9, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Abkühlgeschwindigkeit mindestens 10 °C/s beträgt.

11. Verfahren nach einem der Ansprüche 8 bis 10, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Abkühlgeschwindigkeit höchstens 150 °C/s beträgt.

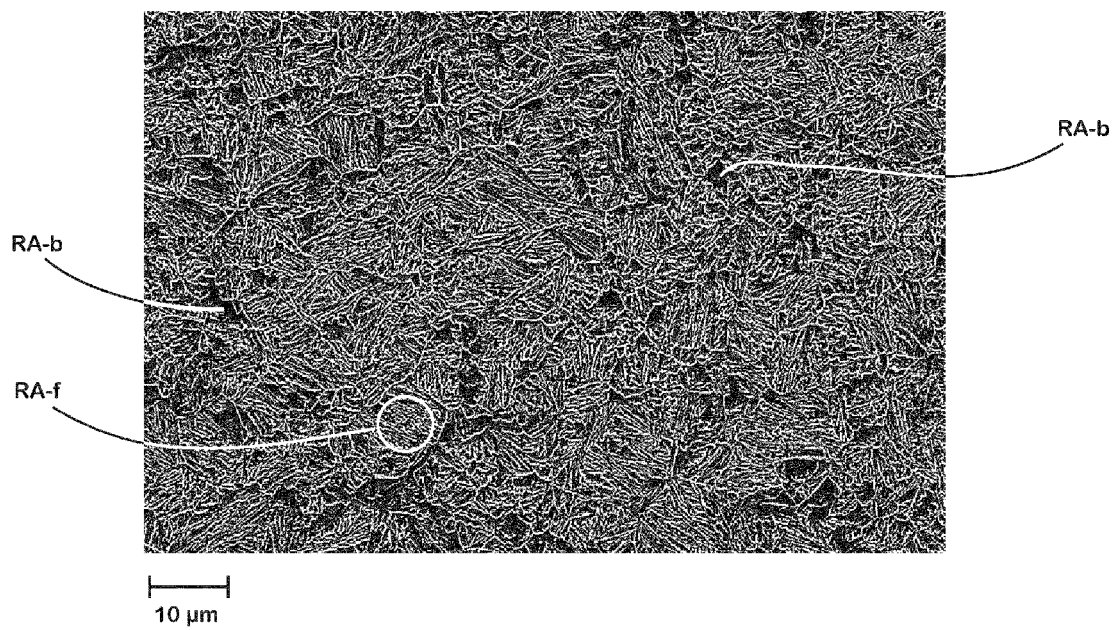
12. Verfahren nach einem der Ansprüche 8 - 11, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Abkühlgeschwindigkeit höchstens 50 °C/s beträgt.

13. Verfahren nach einem der Ansprüche 8 - 12, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Untergrenze der Haspeltemperatur, bei der die Abkühlung im Coil beginnt, um 20 °C höher ist als die Martensitstarttemperatur MS.

14. Verfahren nach einem der Ansprüche 8 - 11, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Obergrenze der Haspeltemperatur, bei der die Abkühlung im Coil beginnt, 550 °C beträgt.

15. Verfahren nach einem der Ansprüche 8 - 12, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Haspeltemperatur mindestens der gemäß folgender Formel bestimmten Temperatur HT_{opt} entspricht:

$$HT_{opt} = MS + (BS - MS) / 3$$





EUROPÄISCHER RECHERCHENBERICHT

Nummer der Anmeldung
EP 12 17 8330

EINSCHLÄGIGE DOKUMENTE			
Kategorie	Kennzeichnung des Dokuments mit Angabe, soweit erforderlich, der maßgeblichen Teile	Betrifft Anspruch	KLASSIFIKATION DER ANMELDUNG (IPC)
X	US 6 364 968 B1 (YASUHARA EIKO [JP] ET AL) 2. April 2002 (2002-04-02) * Zusammenfassung; Sp. 3, Z. 45 - Sp. 6, Z. 22; Sp. 5, Z. 34 - Sp. 8, Z. 23; Sp. 8, Z. 24-27; Sp. 9, Z. 13-28; Sp. 10, Z. 57 - Sp. 11, Z. 6; Sp. 14, Beispiel 2; Anspruch 1 *	1-5,7-15	INV. C21D1/20 C22C38/04 C22C38/28 C22C38/50
A	----- CABALLERO F G ET AL: "Theoretical design and advanced microstructure in super high strength steels", MATERIALS AND DESIGN, LONDON, GB, Bd. 30, Nr. 6, 1. Juni 2009 (2009-06-01), Seiten 2077-2083, XP026079028, ISSN: 0261-3069, DOI: 10.1016/J.MATDES.2008.08.042 [gefunden am 2008-09-12] * S. 2078, Tabellen 1-4, Stähle "0.3BAIN" 1-3, "0.2BAIN" 1, 3; S. 2080; S. 2082, "3.3 Role of microstructural features on mechanical properties", S. 2079, Fig. 2, 3 *	1-15	
A,D	----- US 2009/107588 A1 (ALLAIN SEBASTIEN [FR] ET AL) 30. April 2009 (2009-04-30) * [0011]-[0049] *	1-15	RECHERCHIERTE SACHGEBIETE (IPC) C21D C22C
A	----- JP 1 159317 A (NIPPON STEEL CORP) 22. Juni 1989 (1989-06-22) * Zusammenfassung *	1-15	
Der vorliegende Recherchenbericht wurde für alle Patentansprüche erstellt			
Recherchenort München		Abschlußdatum der Recherche 27. November 2012	Prüfer Radeck, Stephanie
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 Patentedokument, 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 12 17 8330

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.

27-11-2012

Im Recherchenbericht angeführtes Patentdokument	Datum der Veröffentlichung	Mitglied(er) der Patentfamilie	Datum der Veröffentlichung
US 6364968 B1	02-04-2002	CA 2310951 A1	07-12-2001
		US 6364968 B1	02-04-2002

US 2009107588 A1	30-04-2009	AT 455875 T	15-02-2010
		BR PI0708649 A2	07-06-2011
		CA 2645059 A1	13-09-2007
		CN 101437975 A	20-05-2009
		EP 1832667 A1	12-09-2007
		EP 1994192 A1	26-11-2008
		ES 2339292 T3	18-05-2010
		JP 5055300 B2	24-10-2012
		JP 2009529098 A	13-08-2009
		KR 20080106337 A	04-12-2008
		MA 30261 B1	02-03-2009
		RU 2008139605 A	20-04-2010
		US 2009107588 A1	30-04-2009
		WO 2007101921 A1	13-09-2007
		ZA 200807519 A	27-05-2009

JP 1159317 A	22-06-1989	KEINE	

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 1466024 B1 [0006]
- DE 60315129 T2 [0006]
- US 20090107588 A1 [0007]
- US 6190469 B1 [0008]

In der Beschreibung aufgeführte Nicht-Patentliteratur

- **H.K.D.H. BHADESHIA ; D.V. EDMONDS.** Bainite in silicon steels: new composition-property approach. *Metal Science*, September 1983, vol. 17, 411-419 [0016]
- **VON H. BHADESHIA.** Thermodynamic Extrapolation and Martensite-Start-Temperature of Substitutionally Alloyed Steels. *Metal Science*, 1981, vol. 15, 178-180 [0041]
- *METAL SCIENCE*, 420-425 [0016]