



(11) **EP 3 222 734 A1**

(12) **EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG**

(43) Veröffentlichungstag:
27.09.2017 Patentblatt 2017/39

(51) Int Cl.:
C21D 6/00 (2006.01)

(21) Anmeldenummer: **16162073.7**

(22) Anmeldetag: **23.03.2016**

(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:
MA MD

(71) Anmelder: **Voestalpine Stahl GmbH**
4020 Linz (AT)

(72) Erfinder:
• **KRIZAN, Daniel**
4020 Linz (AT)
• **FÜREDER-KITZMÜLLER, Friedrich**
4048 Puchenau (AT)
• **SCHNEIDER, Reinhold**
4600 Wels (AT)

(74) Vertreter: **OK pat AG**
Industriestrasse 47
6300 Zug (CH)

(54) **VERFAHREN ZUM TEMPERATURBEHANDELN EINES MANGAN-STAHLZWISCHENPRODUKTS UND STAHLZWISCHENPRODUKT, DAS ENTSPRECHEND TEMPERATURBEHANDELT WURDE**

(57) Verfahren zum Temperaturbehandeln eines Mangan-Stahlzwischenprodukts, dessen Legierung umfasst:

- o einen Mangananteil, der im folgenden Manganbereich $3 \text{ Gew.}\% \leq \text{Mn} \leq 12 \text{ Gew.}\%$ liegt,
- o einen Anteil von einem oder mehreren Legierungselementen der Gruppe: Silizium (Si), Aluminium (Al), Nickel (Ni), Chrom (Cr), Molybdän (Mo), Phosphor (P), Schwefel (S), Stickstoff (N), Kupfer (Cu), Bor (B), Kobalt (Co), Wolfram (W),
- o einen optionalen Kohlenstoffanteil (C) von weniger als 1 Gew.%,
- o einen optionalen Anteil von einem oder mehreren Mikrolegierungselementen, wobei der gesamte Anteil der Mikrolegierungselemente weniger als 0,45 Gew.% beträgt, und
- o als Rest einen Eisenanteil (Fe) und unvermeidbare Ver-

unreinigungen, wobei das Temperaturbehandeln des Stahlzwischenprodukts einen ersten Temperaturbehandlungsprozess und einen nachfolgenden zweiten Temperaturbehandlungsprozess umfasst, wobei es sich - bei dem ersten Temperaturbehandlungsprozess um ein Hochtemperaturverfahren handelt, bei dem das Stahlzwischenprodukt während einer ersten Haltedauer einer ersten Glühtemperatur ausgesetzt wird, die oberhalb einer kritischen Temperaturgrenze liegt, die wie folgt definiert ist: $T_{KG} = (856 - S_K \cdot \text{Mangananteil}) \text{ Grad Celsius}$, wobei S_K ein Steigungswert ist, - bei dem zweiten Temperaturbehandlungsprozess um ein Glühverfahren handelt, bei dem das Stahlzwischenprodukt einer zweiten Glühtemperatur ausgesetzt wird, die niedriger ist als die erste Glühtemperatur.

EP 3 222 734 A1

Beschreibung

[0001] Die vorliegende Erfindung bezieht sich auf ein Verfahren zum Temperaturbehandeln eines Mangan-Stahlzwischenprodukts. Es geht auch um eine spezifische Legierung eines Mangan-Stahlzwischenprodukts, das im Rahmen eines speziellen Verfahrens temperaturbehandelt wird, um so eine deutlich reduzierte Lüdersdehnung zu erzielen.

[0002] Sowohl die Zusammensetzung, respektive Legierung, als auch die Wärmebehandlung im Herstellungsprozess haben einen deutlichen Einfluss auf die Eigenschaften von Stahlprodukten.

[0003] Es ist bekannt, dass im Rahmen einer Wärmebehandlung das Aufwärmen, Halten und Abkühlen einen Einfluss auf das endgültige Gefüge eines Stahlprodukts haben kann. Weiterhin spielt, wie bereits angedeutet, natürlich auch die Legierungszusammensetzung des Stahlprodukts eine große Rolle. Die thermodynamischen und werkstofftechnischen Zusammenhänge in legierten Stählen sind sehr komplex und hängen von vielen Parametern ab.

[0004] Es hat sich gezeigt, dass sich durch eine Kombination verschiedener Phasen im Gefüge eines Stahlprodukts die mechanischen Eigenschaften und die Verformbarkeit beeinflussen lassen.

[0005] Je nach spezifischem Anforderungsprofil kommen unterschiedliche Stähle zum Einsatz.

[0006] Eine bedeutende Komponente heutiger, neuer Stahl-Legierungen ist Mangan (Mn). Es handelt sich um sogenannte Mittel-Mangan-Stähle, die auch als Medium-Mangan-Stähle bezeichnet werden. Der Mangan-Anteil in Gewichtsprozent (Gew.%) liegt dabei häufig im Bereich zwischen 3 und 12. Ein Medium-Mangan-Stahl hat aufgrund seines Gefüges eine hohe Kombination von Zugfestigkeit und Dehnung. Typische Anwendung in der Automobilindustrie sind komplexe sicherheitsrelevante Tiefziehbauteile.

[0007] In Fig. 1 ist ein klassisches, stark schematisiertes Diagramm gezeigt, bei dem die Bruchdehnung A_{80} (im Englischen total elongation genannt) in Prozent über der Zugfestigkeit (im Englischen tensile strength genannt) in MPa aufgetragen ist. Die Zugfestigkeit wird hier mit R_m abgekürzt. Das Diagramm der Fig. 1 gibt eine Übersicht über die Festigkeitsklassen momentan eingesetzter Stahlwerkstoffe für die Automobilindustrie. Generell gilt die folgende Aussage: umso höher die Zugfestigkeit R_m einer Stahllegierung ist, umso geringer ist die Bruchdehnung A_{80} dieser Legierung. Vereinfacht ausgedrückt kann festgestellt werden, dass die Bruchdehnung A_{80} mit zunehmender Zugfestigkeit R_m abnimmt und umgekehrt. Es muss also für jede Anwendung ein optimaler Kompromiss zwischen der Bruchdehnung A_{80} und der Zugfestigkeit R_m gefunden werden.

[0008] Im Automobilsektor arbeitet man mit einer ganzen Reihe unterschiedlicher Stahllegierungen, die jeweils speziell für ihr jeweiliges Einsatzgebiet am Fahrzeug optimiert wurden. Bei Innen- und Außenpanelen, strukturellen Teilen und Stoßfängern kommen Legierungen zum Einsatz, die eine gute Energieabsorption aufweisen. Stahlpaneele für die Außenhaut eines Fahrzeugs sind relativ "weich" und haben beispielsweise eine Zugfestigkeit R_m von ca. 300 MPa und eine gute Bruchdehnung $A_{80} > 30\%$. Die Stahllegierungen von sicherheitsrelevanten Bauteilen haben beispielsweise eine Zugfestigkeit R_m im Bereich zwischen 600 und 1000 MPa. Hierfür eignen sich zum Beispiel sehr gut die TRIP (transformation induced plasticity) Stähle (Bezugszeichen 1 in Fig. 1).

[0009] Bei Stahlbarrieren (z.B. für den Seitenaufprallschutz), die bei einem Unfall das Eindringen von Fahrzeugteilen verhindern sollen, werden Stahllegierungen eingesetzt, die eine hohe Zugfestigkeit R_m von meist mehr als 1000 MPa aufweisen. Hier eignet sich beispielsweise die neue Generation von höherfesten AHSS (Advanced High-Strength Steels) Stählen (Bezugszeichen 2 in Fig. 1). In dieser Kategorie befinden sich die TBF (Trip Bainitic Ferrite) Stähle und die Q&P (Quenching & Partitioning) Stähle. Diese hochfesten AHSS Stähle haben beispielsweise einen Mangan-Anteil im Bereich zwischen 1,2 und 3 Gew.% und einen Kohlenstoffanteil C, der zwischen 0,05 und 0,25 Gew.% liegt.

[0010] In dem Bereich, der in Fig. 1 mit dem Bezugszeichen 3 bezeichnet ist, sind die bereits erwähnten Medium-Mangan-Stähle schematisch zusammengefasst. Der mit dem Bezugszeichen 3 bezeichnete Bereich umfasst Medium-Mangan-Stähle mit einem Mn-Anteil zwischen 3 und 12 Gew.% und mit einem Kohlenstoff-Anteil ≤ 1 Gew.%.

[0011] Die heutigen Medium Mangan Stähle weisen aufgrund ihres ultra feinen Kornes (typischerweise $\leq 1 \mu\text{m}$) eine ausgeprägte Streckgrenze auf, die sich bei der Zugprüfung deutlich zeigt. Eine beispielhafte Zugkurve 4 (auch Spannungs-Dehnungs-Kurve genannt) ist der Fig. 2 zu entnehmen. In Fig. 2 ist die Spannung σ (in MPa) über die Dehnung ε (in %) aufgetragen. Die Zugkurve 4 zeigt ein Zwischenmaximum 5, das als obere Streckgrenze (R_{eH}) bezeichnet wird, gefolgt von einem Plateau 6. Im Bereich der unteren Streckgrenze (R_{eL}) geht das Plateau 6 in einen ansteigenden Kurvenbereich über. Die "Länge" des Plateaus 6 wird als Lüdersdehnung (A_L) bezeichnet, wie in Fig. 2 gezeigt. Ein Stahlprodukt mit einer solch ausgeprägten Streckgrenze kann an der Oberfläche der Bauteile für die Automobilindustrie unerwünschte Lüdersbänder (strecher-strainer marks) bilden. Daher muß die ausgeprägte Streckgrenze typischerweise durch einen Nachwalz - Prozess reduziert werden. Das Nachbehandeln in einem entsprechenden Nachwalzwerk (meist mit einem Dressiergerüst) wird auch als Dressieren bezeichnet.

[0012] Der energetische und technische Aufwand für das Dressieren ist zum Teil recht hoch. Zusätzlich führt dieser Prozess zu einer Reduktion der nutzbaren Dehnung.

[0013] Es stellt sich daher die Aufgabe, ein Verfahren zum Herstellen von Mangan-Stahlzwischenprodukten zu entwickeln, bei denen die Lüdersdehnung weniger deutlich ausgeprägt ist. Vorzugsweise sollen die Mangan-Stahlzwischenprodukte keine (messbare) Lüdersdehnung aufweisen.

[0014] Untersuchungen an zahlreichen Legierungszusammensetzungen von Medium-Mangan-Stählen haben gezeigt, dass es einen Zusammenhang zwischen der ursprünglichen Austenit-Korngrösse dieser Stähle und der Lüdersdehnung gibt. D.h. die ursprüngliche Austenit-Korngrösse hat einen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften dieser Stähle. Generell kann postuliert werden, dass sich die Lüdersdehnung umgekehrt proportional zur ursprünglichen Austenit-Korngrösse verhält.

[0015] Als Teilaufgabe der Erfindung geht es somit darum eine Legierungszusammensetzung und ein Verfahren zur Temperaturbehandlung zu finden, um eine Vergrößerung der ursprünglichen Austenit-Korngrösse zu erzielen und um die vergrösserten Austenit-Körner im Gefüge der Medium-Mangan-Stähle zu manifestieren. Anders als im Stand der Technik (siehe z.B. WO2014095082 A1), wo es um das Bereitstellen von ultrafeinen Gefügen geht (mit einer Ultrafeinkörnigkeit mit einer mittleren Korngrösse von ca. 1 μm), zielt die Erfindung in eine andere Richtung. Ausserdem kommt in der beispielhaft genannten Patentanmeldung WO2014095082 A1 ein Doppelglühverfahren zum Einsatz, das mit anderen Temperaturen und Verfahrensabläufen arbeitet. Stahlprodukte, die nach dem Verfahren von WO2014095082 A1 hergestellt wurden, haben eine deutlich ausgeprägte Streckgrenze.

[0016] Gemäß Erfindung werden eine besonders geeignete Mangan-Stahl-Legierung und ein optimiertes Verfahren zum Temperaturbehandeln eines Mangan-Stahlzwischenprodukts bereitgestellt.

[0017] Die Mangan-Stahl-Legierung der Erfindung umfasst:

- einen Mangananteil (Mn), der im folgenden Manganbereich $3 \text{ Gew.}\% \leq \text{Mn} \leq 12 \text{ Gew.}\%$ liegt,
- einen Anteil von einem oder mehreren Legierungselementen der Gruppe: Silizium (Si), Aluminium (Al), Nickel (Ni), Chrom (Cr), Molybdän (Mo), Phosphor (P), Schwefel (S), Stickstoff (N), Kupfer (Cu), Bor (B), Kobalt (Co), Wolfram (W),
- einen optionalen Kohlenstoffanteil (C) von weniger als 1 Gew.%,
- einen optionalen Anteil von einem oder mehreren Mikrolegierungselementen z. B.: Titan (Ti), Niob (Nb) und Vanadin (V), wobei der gesamte Anteil der Mikrolegierungselemente weniger als 0,45 Gew.% beträgt, und
- als Rest einen Eisenanteil (Fe) und unvermeidbare Verunreinigungen.

[0018] Die Mangan-Stahlzwischenprodukte, die aus einer Schmelze dieser Mangan-Stahl-Legierung hergestellt wurden, werden im Rahmen einer erfindungsgemässen Temperaturbehandlung einem ersten Temperaturbehandlungsprozess und einem nachfolgenden zweiten Temperaturbehandlungsprozess unterzogen.

[0019] Bei dem ersten Temperaturbehandlungsprozess handelt es sich um ein Hochtemperaturverfahren, bei dem das Stahlzwischenprodukt während einer ersten Haltedauer einer ersten Glühtemperatur ausgesetzt wird, die oberhalb einer kritischen Temperaturgrenze (als T_{KG} bezeichnet,) liegt, wobei diese kritische Temperaturgrenze (T_{KG}) wie folgt definiert ist: $T_{KG} \geq (856 - S_K * \text{Mangananteil})$ Grad Celsius, und wobei S_K ein Steigungswert ist.

[0020] Die genannte Formel, die als Definition der kritischen Temperaturgrenze (T_{KG}) dient, sagt aus, dass die kritische Temperaturgrenze (T_{KG}) im genannten Manganbereich mit zunehmendem Mangananteil abnimmt.

[0021] Der genannte Steigungswert ist vorzugsweise bei allen Ausführungsformen wie folgt definiert $S_K = 7,83 \pm 10\%$ und besonders vorzugsweise bei $S_K = 7,83$.

[0022] Bei dem zweiten Temperaturbehandlungsprozess handelt es sich um ein Glühverfahren, bei dem das Stahlzwischenprodukt einer zweiten Glühtemperatur T_2 ausgesetzt wird, die in jedem Fall niedriger ist als die erste Glühtemperatur T_1 .

[0023] Vorzugsweise zeigt die erste Glühtemperatur T_1 bei allen Ausführungsformen eine Abhängigkeit vom genannten Manganbereich der Legierung, die wie folgt definiert ist: $T_1 \geq T_{KG}$.

[0024] Besonders bevorzugt sind Ausführungsformen der Erfindung, bei einer kritischen Temperatur $T_K \geq (866 - S_K * \text{Mangananteil})$ Grad Celsius, wobei gilt:

$$S_K = 7,83 \pm 10\%.$$

[0025] Vorzugsweise beträgt die erste Haltedauer bei allen Ausführungsformen mindestens 10 Sekunden. Besonders vorzugsweise beträgt die erste Haltedauer bei allen Ausführungsformen zwischen 10 Sekunden und 7000 Minuten.

[0026] Vorzugsweise liegt die zweite Glühtemperatur T_2 bei allen Ausführungsformen im Bereich zwischen den Temperaturen A_1 und A_3 .

[0027] Es werden vorteilhafte Ergebnisse erzielt, falls der zweite Temperaturbehandlungsprozess inklusive des Erwärmens des Stahlzwischenprodukts, des Haltens der zweiten Glühtemperatur und des Abkühlens des Stahlzwischenprodukts weniger als 6000 Minuten dauert. Vorzugsweise liegt diese Gesamtzeit sogar bei weniger als 5000 Minuten.

[0028] Die Erfindung lässt sich besonders vorteilhaft auf Legierungen anwenden, bei denen der Anteil der einen oder mehreren Legierungselemente im folgenden Bereich liegt:

- Silizium (Si) ≤ 3 Gew.%, und vorzugsweise ≤ 2 Gew.%,
- Aluminium (Al) ≤ 8 Gew.%, und vorzugsweise ≤ 6 Gew.%,
- Nickel (Ni) ≤ 2 Gew.%, und vorzugsweise ≤ 1 Gew.%,
- Chrom (Cr) ≤ 2 Gew.%, und vorzugsweise $\leq 0,5$ Gew.%,
- Molybdän (Mo) $\leq 0,5$ Gew.%, und vorzugsweise $\leq 0,25$ Gew.%,
- Phosphor (P) $\leq 0,05$ Gew.%, und vorzugsweise $\leq 0,025$ Gew.%,
- Schwefel (S) $\leq 0,03$ Gew.%, und vorzugsweise $\leq 0,01$ Gew.%,
- Stickstoff (N) $\leq 0,05$ Gew.%, und vorzugsweise $\leq 0,025$ Gew.%,
- Kupfer (Cu) ≤ 1 Gew.%, und vorzugsweise $\leq 0,5$ Gew.%,
- Bor (B) $\leq 0,005$ Gew.%, und vorzugsweise $\leq 0,0035$ Gew.%,
- Wolfram (W) ≤ 1 Gew.%, und vorzugsweise $\leq 0,5$ Gew.%,
- Kobalt (Co) ≤ 2 Gew.%, und vorzugsweise ≤ 1 Gew.%,

[0029] Vorteilhafte Ergebnisse zeigen sich bei allen Ausführungsformen, bei denen als Mikrolegierungselemente Elemente der folgenden Gruppe eingesetzt werden: Titan (Ti), Niob (Nb), Vanadium (V).

[0030] Die Erfindung ermöglicht erstmals das Bereitstellen von Stahlzwischenprodukten, die eine Lüdersdehnung A_L aufweisen, die geringer ist als 3% und vorzugsweise geringer als 1%.

[0031] Gleichzeitig haben die Stahlzwischenprodukte der Erfindung vorzugsweise bei allen Ausführungsformen eine mittlere primäre Austenit-Korngrösse, die grösser ist als 3 μm .

[0032] Die Legierung der Stahlzwischenprodukte der Erfindung weist gemäß Erfindung vorzugsweise einen mittleren Mangangehalt auf, was bedeutet, dass der Mangananteil im Bereich $3 \text{ Gew.}\% \leq \text{Mn} \leq 12 \text{ Gew.}\%$ liegt. Vorzugsweise liegt der Mangananteil bei allen Ausführungsformen im Bereich von $3,5 \text{ Gew.}\% \leq \text{Mn} \leq 8,5 \text{ Gew.}\%$.

[0033] Der Kohlenstoffanteil der Stahlprodukte der Erfindung ist generell eher niedrig. Ausserdem ist der Kohlenstoffanteil bei allen Ausführungsformen optional. D.h. der Kohlenstoffanteil liegt bei der Erfindung im Bereich $C \leq 1 \text{ Gew.}\%$.

Besonders bevorzugt sind Ausführungsformen, bei denen der Kohlenstoffanteil in einem der folgenden Bereiche liegt

- a. $0,01 \leq C \leq 0,8 \text{ Gew.}\%$, oder
- b. $0,05 \leq C \leq 0,3 \text{ Gew.}\%$.

[0034] Bei einem bevorzugten Verfahren der Erfindung wird der erste Temperaturbehandlungsprozess in einer kontinuierlichen Bandanlage (Glühanlage) durchgeführt. Dieser Vorgang wird auch als Kontiglühen bezeichnet. Oder eine andere Möglichkeit ist eine diskontinuierliche Wärmebehandlung (Haubenglühung) des Stahlzwischenproduktes.

[0035] Falls es um das Temperaturbehandeln eines Warmbandes geht, so kann die erste Temperaturbehandlung der Erfindung auch durch eine spezielle Temperaturführung beim Warmwalzen durchgeführt werden. Bei dieser speziellen Temperaturführung wird darauf geachtet, dass die Walzendtemperatur des Warmbandes beim Warmwalzen im Bereich oberhalb der kritischen Temperaturgrenze T_{KG} liegt.

[0036] Bei einem bevorzugten Verfahren der Erfindung wird der zweite Temperaturbehandlungsprozess in einer diskontinuierlich arbeitenden Anlage durchgeführt, wobei das Stahlzwischenprodukt dem Glühverfahren in dieser Anlage in einer Schutzgasatmosphäre ausgesetzt wird. Dieser Vorgang wird vorzugsweise in einer Haubenglühanlage durchgeführt. Der zweite Temperaturbehandlungsprozess kann bei allen Ausführungsformen aber auch in einer kontinuierlichen Bandanlage (Glühanlage) oder in einer Feuerverzinkungsanlage durchgeführt werden.

[0037] Das Stahlzwischenprodukt aller Ausführungsformen kann optional einem Dressierverfahren unterzogen werden, wobei dieses Dressierverfahren primär darauf gerichtet ist die Oberfläche des Stahlzwischenprodukts zu konditionieren. Ein intensiveres Dressieren ist nicht erforderlich, da die Stahlzwischenprodukte der Erfindung eine geringe Lüdersdehnung aufweisen.

[0038] Mit der Erfindung kann somit der Dressiergrad reduziert oder ganz vermieden werden.

[0039] Es ist ein Vorteil der Erfindung, dass Stahlzwischenprodukte hergestellt werden können, die eine Lüdersdehnung aufweisen, die geringer ist als 3% und die vorzugsweise geringer ist als 1%.

[0040] Es ist ein Vorteil der Erfindung, dass Stahlzwischenprodukte hergestellt werden können, die eine Zugfestigkeit R_m (auch Mindestfestigkeit genannt) aufweisen, die grösser ist als 490 MPa.

[0041] Es ist ein Vorteil der Erfindung, dass Stahlzwischenprodukte hergestellt werden können, die aufgrund der reduzierten Lüdersdehnung eine (Mindest-) Bruchdehnung (A_{80}) aufweisen, die grösser ist als 10%.

[0042] Es ist ein Vorteil der Erfindung, dass die Stahlzwischenprodukte aufgrund der reduzierten Lüdersdehnung eine erhöhte technisch nutzbare Dehnung aufweisen.

[0043] Die Erfindung kann eingesetzt werden, um z.B. Kaltband-Stahlprodukte in Form von kaltgewalztem Flachzeug (z.B. Coils) bereit zu stellen. Die Erfindung kann auch eingesetzt werden, um z.B. Feinbleche oder auch Draht und Drahtprodukte herzustellen.

[0044] Die Erfindung kann auch eingesetzt werden, um Warmband-Stahlprodukte bereit zu stellen.

[0045] Weitere vorteilhafte Ausgestaltungen der Erfindung bilden die Gegenstände der abhängigen Ansprüche.

ZEICHNUNGEN

5 **[0046]** Ausführungsbeispiele der Erfindung werden im Folgenden unter Bezugnahme auf die Zeichnungen näher beschrieben.

FIG. 1 zeigt ein stark schematisiertes Diagramm, bei dem die (Mindest-) Bruchdehnung (A_{80}) in Prozent über die Zugfestigkeit (R_m) in MPa für verschiedene Stähle für die Automobilindustrie aufgetragen sind;

10 **FIG. 2** zeigt ein schematisiertes Spannungs-Dehnungs-Diagramm eines Stahlprodukts, das eine deutlich ausgeprägte Streckgrenze (Lüdersdehnung A_L) aufweist;

FIG. 3 zeigt ein schematisiertes Diagramm, das die beiden Temperaturbehandlungsprozesse zeigt;

FIG. 4 zeigt in Form eines schematisierten Diagramms die kritische Temperatur T_K und den Verlauf der entsprechenden kritischen Temperaturgrenze T_{KG} ;

15 **FIG. 5** zeigt ein schematisiertes Diagramm, das einerseits die Lüdersdehnung A_L in Prozent und andererseits auch die mittlere ursprüngliche Austenit-Korngröße (D_{UAKM}) als Funktion der ersten Glühtemperatur T_1 darstellt, wobei in diesem Diagramm die entsprechenden Kurven von zwei unterschiedlichen Proben gezeigt sind;

FIG. 6 zeigt ein schematisiertes Diagramm, das die Spannung σ in MPa als Funktion der Dehnung ε in % zeigt (analog zu Fig. 2), wobei hier vier identische Legierungen vier verschiedenen Temperaturbehandlungsprozessen unterzogen wurden.

Detaillierte Beschreibung

25 **[0047]** Gemäß Erfindung geht es um Stahlprodukte, respektive um Stahlzwischenprodukte, die sich durch eine spezielle Gefügekonstellation und Eigenschaften auszeichnen.

[0048] Teilweise ist im Folgenden von Stahlzwischenprodukten die Rede, wenn es darum geht zu betonen, dass es nicht um das fertige Stahlprodukt sondern um ein Vor- oder Zwischenprodukt in einem mehrstufigen Fertigungsprozess geht. Ausgangspunkt für solche Fertigungsprozesse ist meist eine Schmelze. Im Folgenden wird die Legierungszusammensetzung der Schmelze angegeben, da man auf dieser Seite des Fertigungsprozesses relativ genau auf die Legierungszusammensetzung Einfluss nehmen kann (z.B. durch Zuschlagieren von Bestandteilen, wie Legierungselementen und optionalen Mikrolegierungselementen). Die Legierungszusammensetzung des Stahlzwischenprodukts weicht im Normalfall nur unwesentlich von der Legierungszusammensetzung der Schmelze ab.

30 **[0049]** Mengen oder Anteilsangaben werden hier grossteils in Gewichtsprozent (kurz Gew.%) gemacht, soweit nichts anderes erwähnt ist. Wenn Angaben zur Zusammensetzung der Legierung, respektive des Stahlprodukts gemacht werden, dann umfasst die Zusammensetzung neben den explizit aufgelisteten Materialien bzw. Stoffen als Grundstoff Eisen (Fe) und sogenannte unvermeidbare Verunreinigungen, die immer im Schmelzbad auftreten und die sich auch in dem daraus entstehenden Stahlzwischenprodukt zeigen. Alle Gew.-%-Angaben sind also stets auf 100 Gew.% zu ergänzen und alle Vol.-%-Angaben sind stets auf 100 % des Gesamtvolumens zu ergänzen.

35 **[0050]** Neben der speziellen Kombination der Legierungselemente, kommt ein speziell optimiertes Verfahren zur Temperaturbehandlung zum Einsatz. Ein entsprechendes Diagramm ist in Fig. 3 gezeigt und wird im Folgenden näher erläutert.

[0051] Das Temperaturbehandeln des Stahlzwischenprodukts umfasst einen ersten Temperaturbehandlungsprozess S.1 und einen nachfolgenden zweiten Temperaturbehandlungsprozess S.2. Diese beiden Temperaturbehandlungsprozesse S.1 und S.2 sind in Fig. 3 in zwei nebeneinander gezeigten Temperatur-Zeit-Diagrammen dargestellt.

40 **[0052]** Bei dem ersten Temperaturbehandlungsprozess S.1 handelt es sich um ein Hochtemperaturverfahren, bei dem das Stahlzwischenprodukt während einer ersten Haltedauer Δt_1 einer ersten Glühtemperatur T_1 ausgesetzt wird (dieser Schritt wird auch als Halten H1 bezeichnet). Die Glühtemperatur T_1 liegt während des Haltens H1 oberhalb einer kritischen Temperaturgrenze T_{KG} .

45 **[0053]** Der Verlauf dieser kritischen Temperaturgrenze T_{KG} ist (unter anderem) abhängig vom Mangananteil Mn der Legierung des Mangan-Stahlzwischenprodukts, wie anhand zahlreicher Untersuchungen ermittelt werden konnte. In Fig. 4 sind die kritische Temperatur T_K (dargestellt durch die Gerade 7) und der Verlauf der entsprechenden kritischen Temperaturgrenze T_{KG} (dargestellt durch die Gerade 8) gezeigt.

[0054] Auf der horizontalen Achse ist der Manganbereich MnB in Gewichtsprozent aufgetragen. Wie bereits erwähnt, liefert die Erfindung vor allem bei einem Mangananteil im folgenden Manganbereich MnB hervorragende Ergebnisse: 3 Gew.% $\leq$ Mn $\leq$ 12 Gew.%. Dieser Manganbereich MnB ist in Fig. 4 durch zwei vertikale Grenzlinien bei Mn = 3 Gew.% und Mn = 12 Gew.% gezeigt.

50 **[0055]** In Fig. 4 sind beispielhaft die Messergebnisse von vier Proben anhand kleiner Kreissymbole gezeigt. Weitere Details zu diesen vier beispielhaft zu verstehenden Proben und zu weiteren Proben der Erfindung sind den Tabellen 1

und 2 zu entnehmen.

Tabelle 1						
Legierung	C	Mn	Al	Nb	S.1	S.2
Type 1	0,096	5,08			Kont. Glühen	Haube
Typ2	0,097	5,13		0,09	Kont. Glühen	Haube
Typ3	0,100	6,38			Kont. Glühen	Haube
Typ4	0,106	3,53			Kont. Glühen	Haube
Typ5	0,110	3,56		0,095	Kont. Glühen	Haube
Typ6	0,148	7,73	2,09		Kont. Glühen	Kont. Glühen
Typ7	0,098	9,95			Kont. Glühen	Haube

Tabelle 2									
Nr	Legierung	T1, °C	T2, °C	R _{0,2} oder R _{0,01} MPa	R _m MPa	A _{80r} %	RA, vol.-%	A _L %	D _{UAK,M} µm
1	Typ 1	830	660	550	850	27,1	20,9	2,1	5
2	Typ 1	875	660	551	878	28,7	20,1	0	13,7
3	Typ 1	900	660	561	890	28,3	21,3	0	15,5
4	Typ 1	920	660	561	898	28,5	21,1	0	18
5	Typ 1	935	660	559	894	30,2	19,8	0	20
6	Typ 1	950	660	522	820	30,7	21,4	0	22
7	Typ 1	1100	660	560	852	27,9	21,2	0	45,7
8	Typ 2	980	660	632	928	23,4	21,4	2,8	8,5
9	Typ 2	1000	660	640	928	23,7	21,9	2,6	9,5
10	Typ 2	1025	660	646	931	22,9	22,7	2,2	11,1
11	Typ 2	1050	660	643	929	23,4	19,2	2	12
12	Typ 2	1075	660	673	962	24,3	19,9	0	13,5
13	Typ 2	1100	660	642	898	22,9	22,5	0	14,7
14	Typ 3	810	640	635	901	33,3	32,1	2,6	6,4
15	Typ 3	850	640	615	903	35,8	32,6	1,8	9,4
16	Typ 3	900	640	595	898	36,1	32,2	0	13,8
17	Typ 3	950	640	552	893	37	31,8	0	18,9
18	Typ 4	840	660	413	559	18,5	6,4	2,2	6
19	Typ 4	950	660	391	641	18,5	6,5	1,5	15
20	Typ 5	950	630	352	543	19,2	2,7	1,2	7
21	Typ 5	1025	630	432	631	17,1	4,9	0	11
22	Typ 5	1100	630	623	710	11,8	4,1	0	15
23	Typ 6	900	675	829	1083	19,8	20,3	2,3	4,86
24	Typ 7	790	630	601	1145	25,2	39,1	2,2	4,8
25	Typ 7	900	630	588	1130	28,1	37,2	0	8,8
26	Typ 7	950	630	582	1122	29,3	34,6	0	12,9

[0056] Die Legierungszusammensetzung des jeweiligen Typs ist der Tabelle 1 zu entnehmen, wobei hier nur die wesentlichen Legierungsbestandteile genannt sind. Zu jedem Typ gibt es eine Reihe von Ausführungsbeispielen, die getestet wurden. Die entsprechenden Beispiele sind in der linken Spalte in Tabelle 2 mit den Zahlen 1 bis 26 nummeriert.

[0057] In Fig. 4 sind durch die erwähnten Kreissymbole die folgenden vier Proben gezeigt: Typ4, 18; Typ1, 1; Typ3, 14 und Typ7, 24 (die Bezeichnung Typ4, 18 steht beispielweise für die Legierungszusammensetzung vom Typ4, Beispiel Nr. 18).

[0058] Wenn man die Kreissymbole der Fig. 4, respektive die Messergebnisse durch eine Gerade interpoliert, so ergibt sich eine konstant abfallende Gerade 7, wie in Fig. 4 gezeigt. Diese Gerade 7 kann durch folgende Gleichung (1) umschrieben werden, wobei T_K in Grad Celsius angegeben ist:

$$T_K = (866 - S_K \cdot \text{Mangananteil}) \quad (1)$$

[0059] Der absolute Wert 866 in Grad Celsius definiert der Schnittpunkt mit der vertikalen Achse und der Wert S_K definiert die Steigung. S_K wird daher auch als Steigungswert bezeichnet.

[0060] Die Untersuchungen haben ergeben, dass der Steigungswert S_K vorzugsweise bei allen Ausführungsformen $= 7,83 \pm 10\%$ beträgt.

[0061] Außerdem konnte gezeigt werden, dass die kritische Temperatur T_K für erfindungsgemässe Legierungszusammensetzungen stets oberhalb einer unteren kritischen Temperaturgrenze T_{KG} liegt. Diese untere kritische Temperaturgrenze T_{KG} ist in Fig. 4 als Gerade 8 dargestellt.

[0062] Diese Gerade 8 kann durch folgende Gleichung (2) umschrieben werden, wobei T_{KG} in Grad Celsius angegeben ist:

$$T_{KG} = (856 - S_K * \text{Mangananteil}) \quad (2)$$

[0063] Die Gerade 8 liegt parallel zu der Geraden 7.

[0064] Es kann die folgende Bedingung postuliert werden: Bei Stahllegierungen des Mangan-Stahlzwischenprodukts, wie bereits definiert, muss die erste Glühtemperatur T_1 stets oberhalb der unteren kritischen Temperaturgrenze T_{KG} liegen, um zu gewährleisten, dass man ein Mangan-Stahlzwischenprodukt erhält, bei dem die Lüdersdehnung A_L geringer ist als 3%.

[0065] Es konnte gezeigt werden, dass auch der zweite Temperaturbehandlungsprozess S.2 einen Einfluss auf die Lüdersdehnung hat. Um die Korngrösse der Austenitkörner im Gefüge zu erhalten, muss die zweite Glühtemperatur T_2 in jedem Fall niedriger sein als die erste Glühtemperatur T_1 . Da die erste Glühtemperatur T_1 stets oberhalb der unteren kritischen Temperaturgrenze T_{KG} liegt, kann daraus geschlossen werden, dass die zweite Glühtemperatur T_2 vorzugsweise unterhalb der unteren kritischen Temperaturgrenze T_{KG} liegen sollte.

[0066] Anhand des schematischen Beispiels der Fig. 3 ist zu erkennen, dass die erste Glühtemperatur T_1 oberhalb der Temperaturgrenze T_{KG} liegt und dass die zweite Glühtemperatur T_2 im Bereich zwischen A_1 und A_3 liegt. Die zweite Temperaturbehandlung S.2 wird in diesem Fall auch als interkritisches Glühen bezeichnet.

[0067] Die erste Haltedauer Δ_1 beträgt bei allen Ausführungsformen vorzugsweise mindestens 10 Sekunden und vorzugsweise zwischen 10 Sekunden und 6000 Minuten.

[0068] Die zweite Haltedauer Δ_2 beträgt bei allen Ausführungsformen mindestens 10 Sekunden. In Fig. 3 sind die beiden Haltedauern Δ_1 und Δ_2 nur beispielhaft gezeigt. Der Zeitabstand zwischen dem ersten Temperaturbehandlungsprozess S.1 und dem zweiten Temperaturbehandlungsprozess S.2 kann nach Bedarf gewählt werden. Typischerweise wird der zweite Temperaturbehandlungsprozess S.2 kurz nach dem ersten Temperaturbehandlungsprozess S.1 durchgeführt.

[0069] Bevorzugt sind Ausführungsformen, bei denen der erste Temperaturbehandlungsprozess S.1 inklusive des Erwärmens E1 des Stahlzwischenprodukts, des Haltens H1 der ersten Glühtemperatur T_1 und des Abkühlens Ab1 des Stahlzwischenprodukts weniger als 7000 Minuten dauert.

[0070] Bevorzugt sind Ausführungsformen, bei denen der zweite Temperaturbehandlungsprozess S.2 inklusive des Erwärmens E2 des Stahlzwischenprodukts, des Haltens H2 der zweiten Glühtemperatur T_2 und des Abkühlens Ab2 des Stahlzwischenprodukts weniger als 6000 Minuten und vorzugsweise weniger als 5000 Minuten dauert.

[0071] Weiterhin konnte gezeigt werden, dass die deutliche Reduzierung der Lüdersdehnung A_L davon unabhängig ist, ob der erste Temperaturbehandlungsprozess S.1 und/oder der zweite Temperaturbehandlungsprozess S.2 in einer kontinuierlichen Bandanlage (zum Beispiel in einer Kontianlage) oder in einer diskontinuierlich arbeitenden Anlage (zum Beispiel in einer Haubenglühe) durchgeführt werden/wird.

[0072] Die Erfindung kann sowohl auf Kaltband-Zwischenprodukte als auch auf Warmband-Zwischenprodukte angewendet werden. In beiden Fällen zeigt sich eine deutliche Reduktion der Lüdersdehnung A_L .

[0073] Das Erhöhen der ersten Glühtemperatur T_1 auf einen Wert oberhalb der kritischen Temperaturgrenze T_{KG} führt klar zu einer Vergrößerung der mittleren ursprünglichen Austenit-Korngrösse und zu einer deutlichen Reduktion der Lüdersdehnung A_L .

[0074] Fig. 5 zeigt sowohl die Reduktion der Lüdersdehnung A_L in Prozent als auch die Abhängigkeit der mittleren ursprünglichen Austenitkorngrösse (D_{UAKM}) in μm mit zunehmender Glühtemperatur T_1 für zwei beispielhafte Proben vom Typ1 und Typ2 (siehe auch Tabelle 1), wie folgt.

[0075] Chemische Zusammensetzung der Legierungsproben vom Typ1 ohne Mikrolegierung:

Mn = 5,08 Gew.%,
C = 0,096 Gew.%,

Rest Eisen Fe und unvermeidbare Verunreinigungen.

[0076] Chemische Zusammensetzung der Legierungsproben vom Typ2 mit Mikrolegierung:

Mn = 5,13 Gew.%,
 C = 0,097 Gew.%,
 Nb = 0,90 Gew.%,

Rest Eisen Fe und unvermeidbare Verunreinigungen.

[0077] Man kann der Fig. 5 entnehmen, dass bei der untersuchten Legierungszusammensetzung vom Typ1 (dargestellt durch die Kurve 9), die kritische Temperaturgrenze $T_{KG1} \sim 820^\circ\text{C}$ beträgt, wenn man für diese Legierungszusammensetzung vom Typ1 eine Lüdersdehnung erreichen möchte, die kleiner als 3% ist. Die Kurve 10 zeigt den dazugehörigen Verlauf der mittlerem ursprünglichem AustenitkorngröÙe D_{UAKM1} , in Abhängigkeit von der Temperatur T1. Für das Beispiel Typ1 ergibt sich eine KorngröÙe hierfür mit $>3\mu\text{m}$.

[0078] Man kann der Fig. 5 entnehmen, dass bei der untersuchten Legierungszusammensetzung vom Typ2 (dargestellt durch die Kurve 11), die kritische Temperaturgrenze $T_{KG2} \sim 970^\circ\text{C}$ beträgt, wenn man für diese Legierungszusammensetzung vom Typ2 eine Lüdersdehnung erreichen möchte, die kleiner als 3% ist. Die Kurve 12 zeigt den dazugehörigen Verlauf der mittleren ursprünglichen AustenitkorngröÙe D_{UAKM} , in Abhängigkeit von der Temperatur T1. Für das Beispiel Typ2 ergibt sich eine KorngröÙe hierfür mit $>8\mu\text{m}$. Das Mikrolegierungselement Niob (Nb) hat einen erkennbaren Einfluss, der sich als Verschiebung von T_{KG2} (im Vergleich zu T_{KG1}) zu einer höheren kritischen Temperatur für $A_L < 3\%$ zeigt.

[0079] Die Kurven 10 und 12 in Fig. 5 zeigen, dass die ursprüngliche AustenitKorngröÙe mit zunehmender Temperatur T1 steigt.

[0080] Anhand der zuvor genannten Gleichung (2), kann für die Legierungszusammensetzungen vom Typ1 die untere kritische Temperaturgrenze T_{KG1} wie folgt ermittelt werden:

$$T_{KG1} = (856 - 7,83 * 5) = \sim 817^\circ\text{C} \quad (2.1)$$

[0081] In Fig. 5 ist die entsprechende untere kritische Temperaturgrenze T_{KG1} als strichlierte vertikale Linie eingezeichnet. Man kann erkennen, dass die Legierungszusammensetzungen vom Typ1 ab einer GlöÙtemperatur $T1 > T_{KG1}$ eine mittlere KorngröÙe aufweisen, die $> 3\mu\text{m}$ beträgt. Die untere kritische Temperaturgrenze T_{KG1} ist in Fig. 4 durch ein kleines schwarzes Dreieck gekennzeichnet.

[0082] Anhand der Gleichung (2) kann für die Legierungszusammensetzungen vom Typ2 die untere kritische Temperaturgrenze T_{KG2} wie folgt ermittelt werden:

$$T_{KG2} = (856 - 7,83 * 5) = \sim 817^\circ\text{C} = T_{KG1} \quad (2.2)$$

[0083] Bei Legierungszusammensetzungen, die einen Nb-Anteil enthalten, führt die Mikrolegierung zu einer Erhöhung der kritischen Temperaturgrenze T_{KG} . In Fig. 5 ist am Beispiel Typ2 zu erkennen, dass die kritische Temperaturgrenze T_{KG2} um ca. 150°C höher liegt als bei den Legierungszusammensetzungen vom Typ1. In Fig. 5 ist die entsprechende effektive untere kritische Temperaturgrenze T_{KG2}^* als strichlierte vertikale Linie eingezeichnet. Bei Legierungszusammensetzungen vom Typ2 muss die GlöÙtemperatur $T1 > T_{KG2}^* = T_{KG2} + 150^\circ\text{C}$ sein. Die sich daraus ergebende mittlere ursprüngliche austenitische KorngröÙe liegt in diesem Fall $\geq 8\mu\text{m}$.

[0084] Fig. 6 zeigt ein schematisiertes Diagramm, das die Spannung σ in MPa als Funktion der Dehnung ε in % zeigt. Die Darstellung der Fig. 6 ist mit der Darstellung der Fig. 2 zu vergleichen, wobei Fig. 6 nur einen kleinen Ausschnitt zeigt.

[0085] Konkret wurden hier vier identische Proben (Typ3 Legierungen der Tabelle 1) miteinander verglichen. Auch die Legierungen vom Typ3 entsprechen den Vorgaben der Erfindung. Alle vier Proben wurden je einem ersten Temperaturbehandlungsprozess S.1 und einem nachfolgenden zweiten Temperaturbehandlungsprozess S.2 unterzogen. Dabei waren alle Prozessparameter identisch, ausser dass beim ersten Temperaturbehandlungsprozess S.1 die erste GlöÙtemperatur T1 wie folgt variiert wurde (siehe Spalte 2 der folgenden Tabelle 3):

Tabelle 3			
Legierung	T1 [$^\circ\text{C}$]	T2 [$^\circ\text{C}$]	Kurve
Typ3	810	640	13.1
Typ3	850	640	13.2
Typ3	900	640	13.3
Typ3	950	640	13.4

EP 3 222 734 A1

[0086] Die Legierungen vom Typ3 hatten bei diesen Versuchen die folgende Hauptzusammensetzung:

Mn = 6,38 Gew.%,

C = 0,1 Gew.%,

Rest Eisen Fe und unvermeidbare Verunreinigungen.

[0087] Die durchgezogene Kurve 13.1 der Fig. 6 (Typ3, 14 der Tabelle 2) zeigt eine deutlich sichtbare ausgeprägte Streckgrenze und weist eine Lüdersdehnung von $A_L \sim 2,60\%$ auf. Die Temperatur T1 lag hier bei 810°C , was bei einer Legierung vom Typ3 und einem Steigungswert $S_K = 7,83$ ein Stück weit über der unteren kritischen Temperaturgrenze T_{KG} liegt.

[0088] Die Kurve 13.2 repräsentiert eine weitere beispielhafte Probe (Typ3, 15 der Tabelle 2) vom Typ3, wobei hier Streckgrenze immer noch leicht ausgeprägt ist.

[0089] Eine weitere identische Probe (siehe die strichpunktierte Kurve 13.3 in Fig. 6) wurde bei einer höheren Temperatur $T1 = 900^\circ\text{C}$ (d.h. bei $T1 > T_{KG}$) temperaturbehandelt und es ist keine ausgeprägte Streckgrenze mehr sichtbar. Es handelt sich hier um Typ3, 16 der Tabelle 2.

[0090] Die Kurve 13.4 repräsentiert eine weitere beispielhafte Probe vom Typ3, wobei auch hier keine ausgeprägte Streckgrenze mehr sichtbar ist. Es handelt sich hier um Typ3, 17 der Tabelle 2.

[0091] Wenn man nun die Mangan-Stahlzwischenprodukte der Erfindung im Zusammenhang mit der Abbildung Fig. 1 betrachtet, so liegen die entsprechenden Messwerte (z.B. für die Legierungszusammensetzungen vom Typ1, Typ2 und Typ3) im Bereich von ca. 700 bis 1000 MPa und mit einer Bruchdehnung A_{80} im Bereich von ca. 20 bis 40%.

Bezugszeichen

TRIP Stähle	1
Q&P und TBF - Stähle	2
Medium-Mangan-Stähle	3
Zugkurve	4
Zwischenmaximum	5
Plateau	6
Gerade	7
Gerade	8
Kurve	9
Kurve	10
Kurve	11
Kurve	12
Kurven	13.1, 13.2, 13.3, 13.4
Starttemperatur der Austenitisierung	A_1
Starttemperatur der Vollaustenitisierung	A_3
Bruchdehnung	A_{80}
Lüdersdehnung	A_L
erstes Abkühlen	Ab1
zweites Abkühlen	Ab2
mittlere ursprüngliche Austenitkorgrenze	$D_{UAK\ M}$
erste Haltedauer	$\Delta 1$
zweite Haltedauer	$\Delta 2$
erstes Erwärmen	E1

(fortgesetzt)

	zweites Erwärmen	E2
5	Dehnung	E
	erstes Halten	H1
	zweites Halten	H2
10	Manganbereich	MnB
	Restaustenitgehalt	RA
	obere Streckgrenze	R_{eH}
	untere Streckgrenze	R_{eL}
15	Zugfestigkeit	R_m
	0,2%-Dehngrenze	$R_{p0.2}$
	erster Temperaturbehandlungsprozess	S.1
	zweiter Temperaturbehandlungsprozess	S.2
20	Spannung	σ
	Steigungswert	S_K
	erste Glühtemperatur	T1
25	zweite Glühtemperatur	T2
	kritische Temperaturgrenze	T_{KG}
	kritische Temperaturgrenze	T_{KG1}
	kritische Temperaturgrenze	T_{KG2}
30	effektive kritische Temperaturgrenze	T_{KG2}^*

Patentansprüche

1. Verfahren zum Temperaturbehandeln eines Mangan-Stahlzwischenprodukts, dessen Legierung umfasst:

- o einen Mangananteil (Mn), der im folgenden Manganbereich (MnB) $3 \text{ Gew.}\% \leq \text{Mn} \leq 12 \text{ Gew.}\%$ liegt,
- o einen Anteil von einem oder mehreren Legierungselementen der Gruppe: Silizium (Si), Aluminium (Al), Nickel (Ni), Chrom (Cr), Molybdän (Mo), Phosphor (P), Schwefel (S), Stickstoff (N), Kupfer (Cu), Bor (B), Wolfram (W), Kobalt (Co),
- o einen optionalen Kohlenstoffanteil (C) von weniger als 1 Gew.%,
- o einen optionalen Anteil von einem oder mehreren Mikrolegierungselementen, wobei der gesamte Anteil der Mikrolegierungselemente weniger als 0,45 Gew.% beträgt, und
- o als Rest einen Eisenanteil (Fe) und unvermeidbare Verunreinigungen, wobei das Temperaturbehandeln des Stahlzwischenprodukts einen ersten Temperaturbehandlungsprozess (S.1) und einen nachfolgenden zweiten Temperaturbehandlungsprozess (S.2) umfasst, **dadurch gekennzeichnet, dass** es sich

- bei dem ersten Temperaturbehandlungsprozess (S.1) um ein Hochtemperaturverfahren handelt, bei dem das Stahlzwischenprodukt während einer ersten Haltedauer (Δt) einer ersten Glühtemperatur (T1) ausgesetzt wird, die oberhalb einer kritischen Temperaturgrenze (T_{KG}) liegt, die wie folgt definiert ist: $T_{KG} = (856 - S_K \cdot \text{Mangananteil})$ Grad Celsius, wobei S_K ein Steigungswert ist,
- bei dem zweiten Temperaturbehandlungsprozess (S.2) um ein Glühverfahren handelt, bei dem das Stahlzwischenprodukt einer zweiten Glühtemperatur (T2) ausgesetzt wird, die niedriger ist als die erste Glühtemperatur (T1).

2. Verfahren nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, dass** die erste Glühtemperatur (T1) in dem genannten Manganbereich (MnB) eine Abhängigkeit aufweist, die wie folgt definiert ist: $T1 \approx (866 - S_K \cdot \text{Mangananteil})$ Grad

Celsius.

3. Verfahren nach Anspruch 1 oder 2, **dadurch gekennzeichnet, dass** der Steigungswert $S_K = 7,83 \pm 10\%$ und vorzugsweise $S_K = 7,83$ beträgt.
4. Verfahren nach Anspruch 1 oder 2, **dadurch gekennzeichnet, dass** die erste Haltedauer ($\Delta 1$) mindestens 10 Sekunden und vorzugsweise zwischen 10 Sekunden und 6000 Minuten beträgt.
5. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 4, **dadurch gekennzeichnet, dass** die zweite Glühtemperatur (T_2) im Bereich zwischen den Temperaturen A_1 und A_3 liegt.
6. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 5, **dadurch gekennzeichnet, dass** im Rahmen des zweiten Temperaturbehandlungsprozesses (S.2) die zweite Glühtemperatur (T_2) während einer zweiten Haltedauer ($\Delta 2$) von mindestens 10 Sekunden gehalten wird.
7. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 5, **dadurch gekennzeichnet, dass** der zweite Temperaturbehandlungsprozess (S.2) inklusive eines Erwärmvorgangs (E2) des Stahlzwischenprodukts, des Haltens (H2) der zweiten Glühtemperatur (T_2) und eines Abkühlvorgangs (A2) des Stahlzwischenprodukts weniger als 6000 Minuten und vorzugsweise weniger als 5000 Minuten dauert.
8. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 7, **dadurch gekennzeichnet, dass** der Anteil der einen oder mehreren Legierungselemente im folgenden Bereich liegt:
 - Silizium (Si) ≤ 3 Gew.%, und vorzugsweise ≤ 2 Gew.%,
 - Aluminium (Al) ≤ 8 Gew.%, und vorzugsweise ≤ 6 Gew.%,
 - Nickel (Ni) ≤ 2 Gew.%, und vorzugsweise ≤ 1 Gew.%,
 - Chrom (Cr) ≤ 2 Gew.%, und vorzugsweise $\leq 0,5$ Gew.%,
 - Molybdän (Mo) $\leq 0,5$ Gew.%, und vorzugsweise $\leq 0,25$ Gew.%,
 - Phosphor (P) $\leq 0,05$ Gew.%, und vorzugsweise $\leq 0,025$ Gew.%,
 - Schwefel (S) $\leq 0,03$ Gew.%, und vorzugsweise $\leq 0,01$ Gew.%,
 - Stickstoff (N) $\leq 0,05$ Gew.%, und vorzugsweise $\leq 0,025$ Gew.%,
 - Kupfer (Cu) ≤ 1 Gew.%, und vorzugsweise $\leq 0,5$ Gew.%,
 - Bor (B) $\leq 0,005$ Gew.%, und vorzugsweise $\leq 0,0035$ Gew.%,
 - Wolfram (W) ≤ 1 Gew.%, und vorzugsweise $\leq 0,5$ Gew.%,
 - Kobalt (Co) ≤ 2 Gew.%, und vorzugsweise ≤ 1 Gew.%,.
9. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 7, **dadurch gekennzeichnet, dass** es sich bei den Mikrolegierungselementen um Elemente der Gruppe handelt: Titan (Ti), Niob (Nb), Vanadium (V).
10. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 9, **dadurch gekennzeichnet, dass** es sich bei dem ersten Temperaturbehandlungsprozess (S.1) um einen Prozess handelt, der in einer kontinuierlichen Bandanlage oder in einer diskontinuierlich arbeitenden Anlage durchgeführt wird.
11. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 10, **dadurch gekennzeichnet, dass** es sich bei dem zweiten Temperaturbehandlungsprozesses (S.2) um einen Prozess handelt, der in einer kontinuierlichen Bandanlage oder der in einer diskontinuierlich arbeitenden Anlage durchgeführt wird, wobei das Stahlzwischenprodukt in dieser Anlage dem Glühverfahren in einer Schutzgasatmosphäre ausgesetzt wird.
12. Verfahren nach Anspruch 11, **dadurch gekennzeichnet, dass** eine Haubenglühvorrichtung als diskontinuierlich arbeitende Anlage dient.
13. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 12, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Stahlzwischenprodukt in einem Schritt, der dem zweiten Temperaturbehandlungsprozess (S.2) nachgelagert ist, einem Dressiervorgang unterzogen wird, wobei dieses Dressiervorgang primär darauf gerichtet ist die Oberfläche des Stahlzwischenprodukts zu konditionieren.
14. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 12, **dadurch gekennzeichnet, dass** der erste Temperaturbehandlungsprozess (S.1) während eines Warmwalzprozesses durchgeführt wird, wobei dieser Warmwalzprozess mit einer

EP 3 222 734 A1

Walzendtemperatur durchgeführt wird, die im Bereich oberhalb der kritischen Temperaturgrenze (T_{KG}) liegt.

- 5
15. Stahlszwischenprodukt, das nach einem Verfahren der Ansprüche 1 bis 14 temperaturbehandelt wurde, **dadurch gekennzeichnet, dass** es eine Lüdersdehnung (A_L) aufweist, die geringer ist als 3% und vorzugsweise geringer als 1% ist.
- 10
16. Stahlszwischenprodukt, das nach einem Verfahren der Ansprüche 1 bis 14 temperaturbehandelt wurde, **dadurch gekennzeichnet, dass** eine Lüdersdehnung (A_L) von weniger als 3% an dem Stahlszwischenprodukt messbar ist, bevor das Stahlszwischenprodukt einem nachgelagerten Dressierverfahren ausgesetzt wurde.
- 15
17. Stahlszwischenprodukt, das nach einem Verfahren der Ansprüche 1 bis 14 temperaturbehandelt wurde, **dadurch gekennzeichnet, dass** es aufgrund einer reduzierten Lüdersdehnung (A_L), im Vergleich zur Reduktion der Lüdersdehnung mit Dressieren, eine größere nutzbare technische Dehnung aufweist.

15

20

25

30

35

40

45

50

55

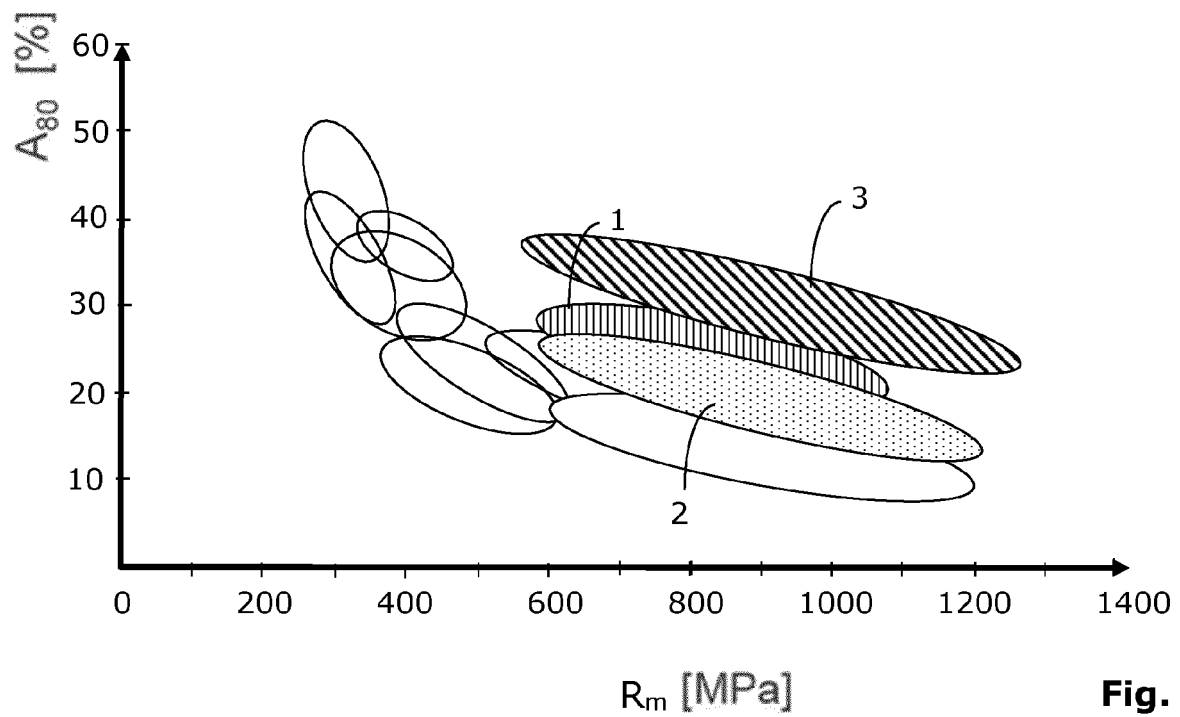


Fig. 1

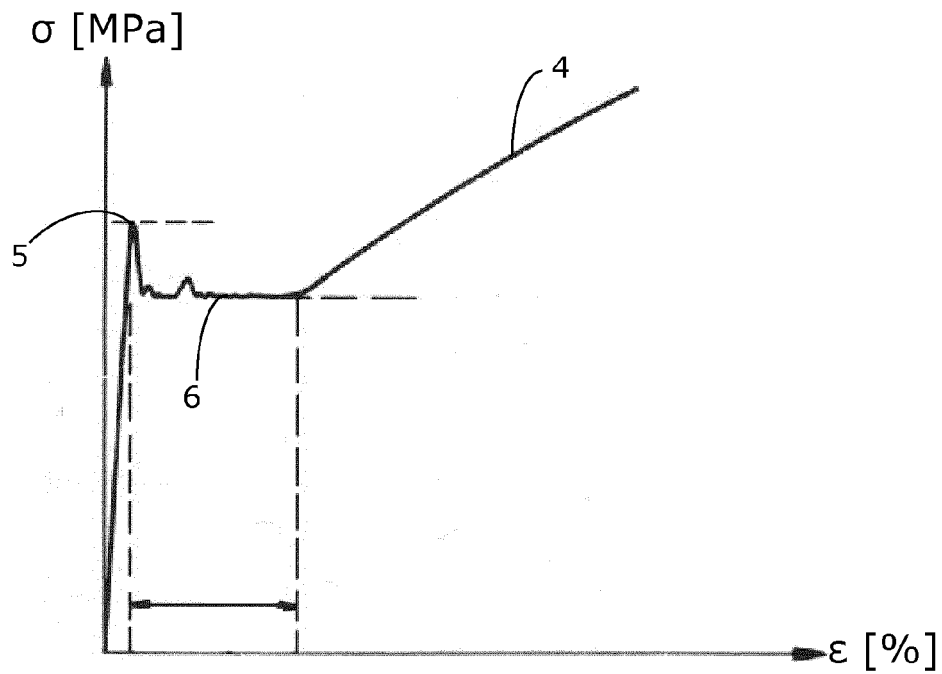


Fig. 2

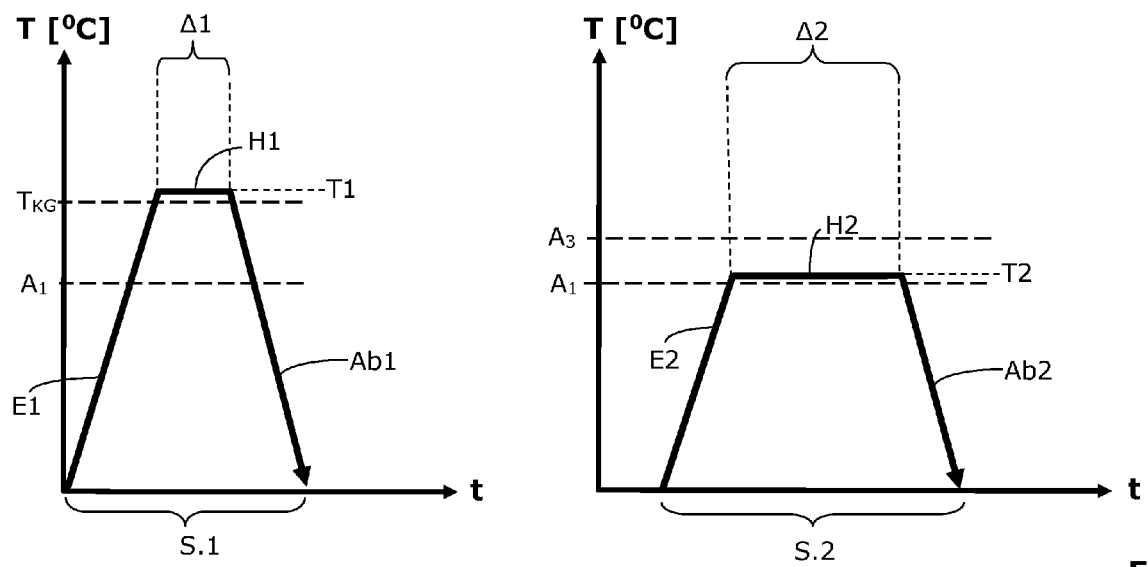


Fig. 3

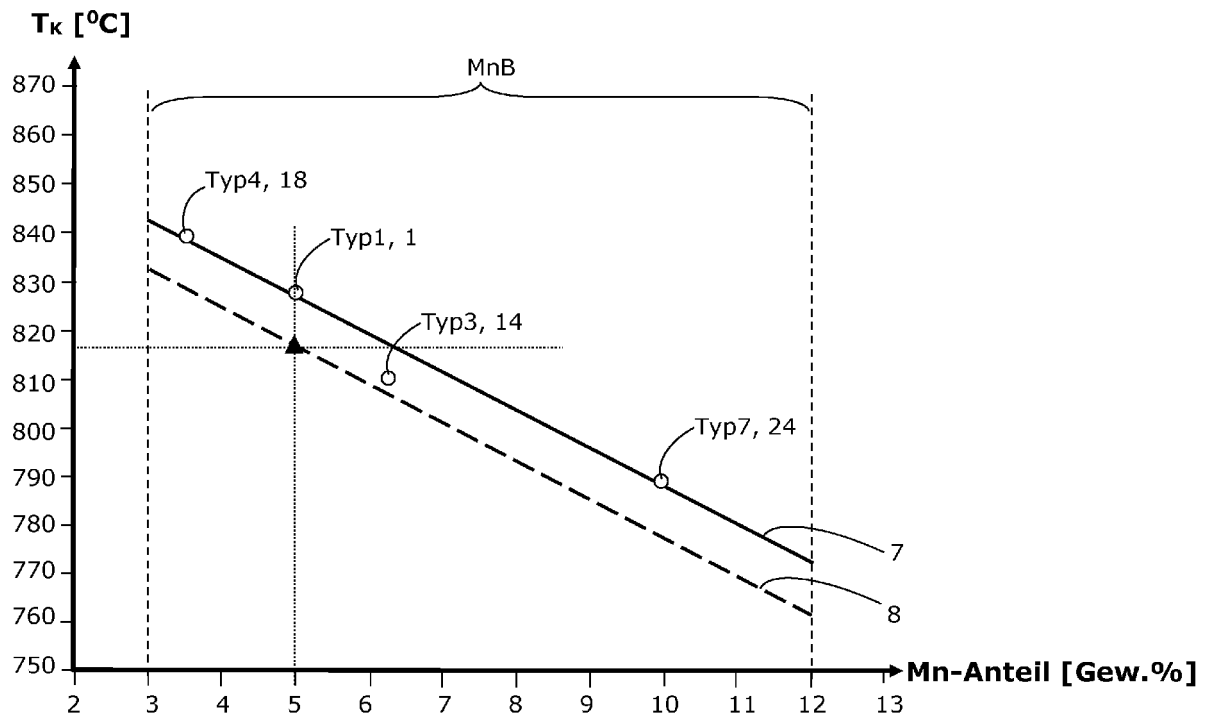


Fig. 4

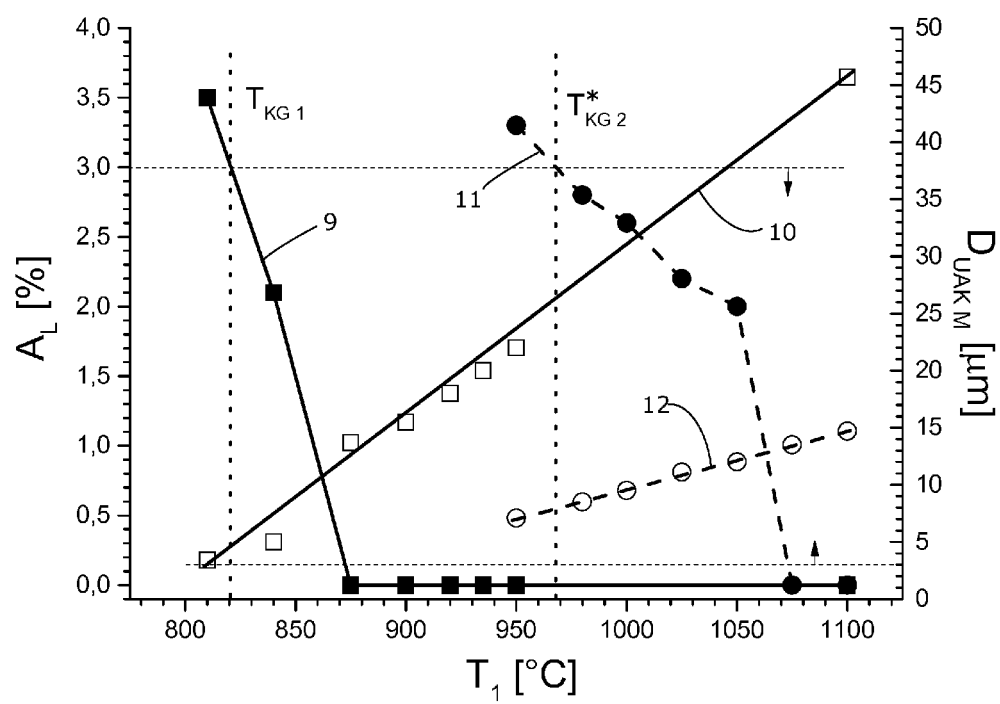
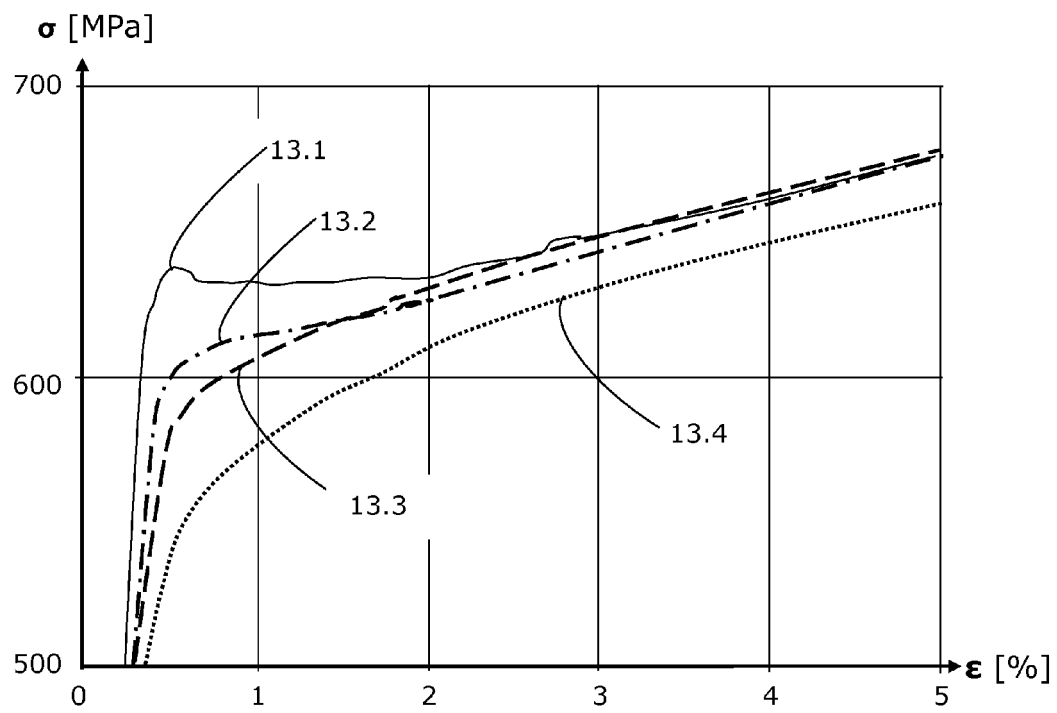


Fig. 5

**Fig. 6**



EUROPÄISCHER RECHERCHENBERICHT

 Nummer der Anmeldung
EP 16 16 2073

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	ARLAZAROV A ET AL: "Evolution of microstructure and mechanical properties of medium Mn steels during double annealing", MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING A: STRUCTURAL MATERIALS: PROPERTIES, MICROSTRUCTURES AND PROCESSING, ELSEVIER BV, NL, Bd. 542, 7. Februar 2012 (2012-02-07), Seiten 31-39, XP028472328, ISSN: 0921-5093, DOI: 10.1016/J.MSEA.2012.02.024 [gefunden am 2012-02-16]	1,2, 15-17	INV. C21D6/005 C21D6/00
A	* 'Experimental Procedure'; Abbildung 1; Tabelle 1 *	3	
X,D	US 2016/002746 A1 (ARENHOLZ ENNO [AT] ET AL) 7. Januar 2016 (2016-01-07)	1,2,4-17	
A	* Absatz [0099] - Absatz [0106] *	3	
X	LI Z C ET AL: "Mechanical properties and austenite stability in hot-rolled 0.2C-1.6/3.2Al-6Mn-F", MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING A: STRUCTURAL MATERIALS: PROPERTIES, MICROSTRUCTURES AND PROCESSING, Bd. 639, 27. Mai 2015 (2015-05-27), Seiten 559-566, XP029214923, ISSN: 0921-5093, DOI: 10.1016/J.MSEA.2015.05.061	1,2,4-17	RECHERCHIERTE SACHGEBIETE (IPC) C21D
A	* 'Discussion' *	3	
Der vorliegende Recherchenbericht wurde für alle Patentansprüche erstellt			
Recherchenort München		Abschlußdatum der Recherche 12. Mai 2016	Prüfer Badcock, Gordon
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 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	

EPO FORM 1503 03.82 (P04C03)



EUROPÄISCHER RECHERCHENBERICHT

 Nummer der Anmeldung
 EP 16 16 2073

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	LEE, Y. K. AND HAN, J.: "Current opinion in medium manganese steel", MATERIALS SCIENCE AND TECHNOLOGY, Bd. 31, Nr. 7, 26. November 2014 (2014-11-26), Seiten 843-856, XP002757591, ISSN: 0267-0836, DOI: 10.1179/1743284714Y.0000000722	15-17	
A	* 'Conclusion'; Abbildung 4 *	1-14	
			RECHERCHIERTE SACHGEBIETE (IPC)
Der vorliegende Recherchenbericht wurde für alle Patentansprüche erstellt			
Recherchenort München		Abschlußdatum der Recherche 12. Mai 2016	Prüfer Badcock, Gordon
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 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	

EPO FORM 1503 03/82 (P04C03)

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

EP 16 16 2073

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.

12-05-2016

10	Im Recherchenbericht angeführtes Patentdokument		Datum der Veröffentlichung	Mitglied(er) der Patentfamilie		Datum der Veröffentlichung
	US 2016002746	A1	07-01-2016	CN	104995317 A	21-10-2015
				EP	2746409 A1	25-06-2014
15				EP	2935635 A1	28-10-2015
				KR	20150097722 A	26-08-2015
				US	2016002746 A1	07-01-2016
				WO	2014095082 A1	26-06-2014
20	-----					
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

- WO 2014095082 A1 [0015]