

(19)



(11)

**EP 3 594 368 A1**

(12)

**EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG**

(43) Veröffentlichungstag:  
**15.01.2020 Patentblatt 2020/03**

(21) Anmeldenummer: **18183501.8**

(22) Anmeldetag: **13.07.2018**

(51) Int Cl.:

|                             |                             |
|-----------------------------|-----------------------------|
| <b>C21D 6/00</b> (2006.01)  | <b>C21D 9/46</b> (2006.01)  |
| <b>C21D 9/52</b> (2006.01)  | <b>C21D 1/26</b> (2006.01)  |
| <b>C22C 38/02</b> (2006.01) | <b>C22C 38/04</b> (2006.01) |
| <b>C22C 38/06</b> (2006.01) | <b>C22C 38/12</b> (2006.01) |
| <b>C22C 38/14</b> (2006.01) | <b>C22C 38/18</b> (2006.01) |
| <b>C22C 38/24</b> (2006.01) | <b>C22C 38/26</b> (2006.01) |
| <b>C22C 38/28</b> (2006.01) | <b>C22C 38/38</b> (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**

(72) Erfinder:  
• **STEINEDER, Katharina**  
4020 Linz (AT)  
• **KRIZAN, Daniel**  
4020 Linz (AT)  
• **SCHNEIDER, Reinhold**  
4600 Wels (AT)

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

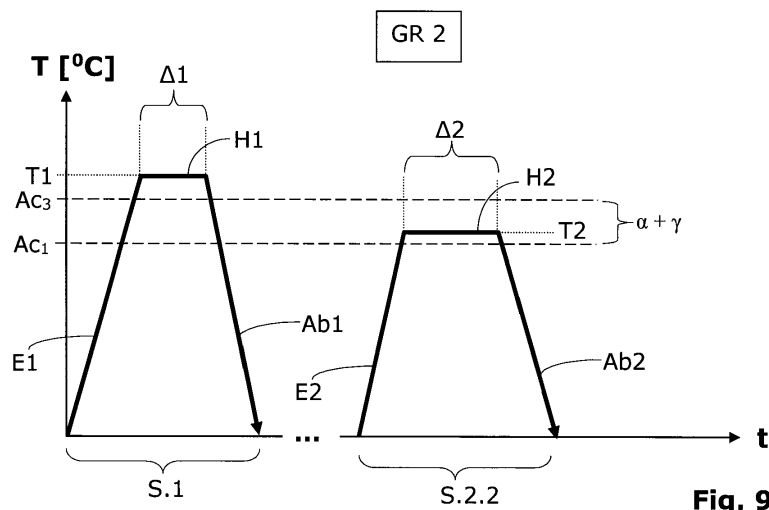
(74) Vertreter: **OK pat AG**  
Industriestrasse 47  
6300 Zug (CH)

(54) **MEDIUM-MANGAN-KALTBAND-STAHLZWISCHENPRODUKT MIT REDUZIERTEM KOHLENSTOFF-ANTEIL UND VERFAHREN ZUM BEREITSTELLEN EINES SOLCHEN STAHLZWISCHENPRODUKTES**

(57) Es geht um ein Verfahren zum Bereitstellen eines Medium-Mangan-Kaltband-Stahlzwischenproduktes mit einem verbesserten fts-Wert, dessen Legierung umfasst:

- einen Kohlenstoffanteil (C) im Bereich  $0,003 \text{ Gew.}\% \leq C \leq 0,12 \text{ Gew.}\%$ ,
- einen Mangananteil (Mn) im Bereich  $3,5 \text{ Gew.}\% \leq Mn \leq 12 \text{ Gew.}\%$ ,
- einen Siliziumanteil (Si) und/oder einen Aluminiumanteil (Al) als Legierungsanteile, mit  $Si \text{ Gew.}\% + Al \text{ Gew.}\% < 1$ ,

- optional weitere Legierungsanteile,
- optionalen Mikrolegierungsanteilen, insbesondere einen Titananteil (Ti) und/oder einen Niobanteil (Nb) und/oder Vanadiumanteil (V), und
- wobei der Rest der Legierung Eisen (Fe) und unvermeidbare Verunreinigungen einer Schmelze umfasst, wobei das Verfahren den folgenden Schritt umfasst, der nach einem Kaltwalzschritt ausgeführt wird:
- Durchführen eines interkritischen Hauben-Glühverfahrens mit einer maximalen Glüh­temperatur von  $684^\circ\text{C} - (517^\circ\text{C} * \text{dem Kohlenstoffanteil in Gew.}\%)$ .



**Fig. 9**

**EP 3 594 368 A1**

## Beschreibung

**[0001]** Die vorliegende Erfindung bezieht sich auf ein Verfahren zum Bereitstellen eines Medium-Mangan-Kaltband-Stahlzwischenproduktes mit reduziertem Kohlenstoff-Anteil und auf Medium-Mangan-Kaltband-Stahlzwischenprodukte mit reduziertem Kohlenstoff-Anteil.

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

**[0003]** Eine bedeutende Komponente heutiger Stahl-Legierungen ist Mangan (Mn). Der Mangan-Anteil in Gew.% liegt dabei häufig im Bereich zwischen 3 und 12%. Bei diesen Stählen handelt es sich daher um sogenannte Mittel-Mangan-Stähle, die auch als Medium-Mangan-Stähle bezeichnet werden.

**[0004]** Medium-Mangan-Stähle zeichnen sich beispielsweise durch ein Gefüge aus, das aus einer ferritischen Matrix und Restaustenit besteht. Der Anteil an Ferrit liegt bei Medium-Mangan-Stählen gewöhnlich bei maximal 90 Vol.%. Der Austenit-Anteil hingegen liegt gewöhnlich im Bereich von zirka 30 Vol.%.

**[0005]** Ferrit (auch alpha- oder  $\alpha$ -Mischkristall genannt) ist die metallurgische Bezeichnung eines kubisch raumzentrierten Eisenmischkristalls, in dessen Gitter Kohlenstoff interstitiell (d.h. in Zwischenpositionen des Gitters) gelöst ist. Ein rein ferritisches Gefüge besitzt eine geringe Festigkeit, aber eine hohe Duktilität. Durch Zugabe von Kohlenstoff kann die Festigkeit verbessert werden, wobei das zu Lasten der Duktilität geht.

**[0006]** Ein Austenit-Gefüge (auch gamma- oder  $\gamma$ -Mischkristall genannt) ist ein kubisch flächenzentrierter Eisenmischkristall, der sich in einem Stahlprodukt ausbilden kann. Es handelt sich dabei um eine Hochtemperaturphase, die durch Zugabe von Legierungselementen, wie zum Beispiel Kohlenstoff, Mangan, Nickel usw. bei Raumtemperatur stabilisiert werden kann.

**[0007]** Es hat im Laufe der Jahre mehrere Entwicklungsstufen oder -schübe im Bereich der Medium-Mangan-Stähle gegeben.

**[0008]** In Fig. 1 ist ein Diagramm gezeigt, in dem die Bruchdehnung  $A_{80}$  in Prozent über die Zugfestigkeit  $R_m$  in MPa aufgetragen ist. Das Diagramm der Fig. 1 gibt eine Übersicht über die Festigkeitsklassen momentan eingesetzter Stahlwerkstoffe. Generell gilt die folgende Aussage: umso höher die Zugfestigkeit einer Stahllegierung ist, umso geringer ist die Bruchdehnung dieser Legierung. Vereinfacht ausgedrückt kann festgestellt werden, dass die Bruchdehnung mit zunehmender Zugfestigkeit abnimmt und umgekehrt. Es muss also für jede Anwendung ein optimaler Kompromiss zwischen der Bruchdehnung und der Zugfestigkeit gefunden werden. Fig. 1 kann man Aussagen über den Zusammenhang zwischen der Festigkeit und dem Umformvermögen verschiedener Stahlwerkstoffe entnehmen.

**[0009]** In dem Bereich, der mit dem Bezugszeichen 1 bezeichnet ist, sind die bereits erwähnten Medium-Mangan-Stähle schematisch zusammengefasst. Der mit Bezugszeichen 1 bezeichnet Bereich umfasst Medium-Mangan-Stähle mit einem Mn-Anteil zwischen 3 und 12 Gew.%.

**[0010]** Die sogenannten TRIP Stähle sind mit dem Bezugszeichen 2 bezeichnet und die sogenannten TRIP baintic ferrite (TBF) und die Quenching and Partitioning (Q&P) Stähle tragen das Bezugszeichen 3. TRIP steht im Englischen für "TRansformation Induced Plasticity".

**[0011]** Im Automobilssektor arbeitet man mit einer ganzen Reihe unterschiedlicher kaltumformbarer 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. Legierungen für die Außenhaut eines Fahrzeugs haben eine geringere Streckgrenze und Zugfestigkeit typischerweise bis 600 MPa und eine höhere Bruchdehnung. Die Stahllegierungen von Strukturbauteilen haben beispielsweise eine Zugfestigkeit im Bereich zwischen 600 und 1200 MPa. Hierfür eignen sich zum Beispiel die TRIP Stähle (Bezugszeichen 2 in Fig. 1).

**[0012]** Mittlerweile gibt es Medium-Mangan-Stähle, die zur 3. Generation der Advanced High Strength Steels (AHSS) zählen. Diese Stähle zeigen eine gute Kombination von Festigkeit und Dehnung. Neuere Stähle der 3. Generation erreichen  $R_m \times A_{80}$ -Werte von ca. 30.000 MPa% und eignen sich daher z.B. für die Herstellung komplizierter Tiefziehbauteile, wie sie beispielsweise in der Automobilindustrie eingesetzt werden (Bezugszeichen 1 in Fig. 1). Zur 3. Generation von höherfesten Stählen werden auch die bereits genannten TBF und Q&P Stähle gezählt. Diese Stahlgüten sind zum Beispiel geeignet für den Einsatz als Stahlbarrieren (z.B. für den Seitenaufprallschutz gegen das Eindringen von Fahrzeugteilen). Sie haben einen Mangan-Anteil im Bereich zwischen 1,5 und 3 Gew.%.

**[0013]** Auf der Verfahrenseite gibt es zahlreiche verschiedene Wege zur Herstellung solcher leistungsfähiger Stähle, wobei unter anderem die Temperaturbereiche, die vorgegeben werden, die Heiz- und Kühlraten und andere Aspekte einen großen Einfluss auf das Gefüge und somit auf die Qualität und Eigenschaften des Stahlproduktes haben.

**[0014]** Es besteht der Bedarf Kaltband-Stahlzwischenprodukte bereit zu stellen, die eine verbesserte Umformbarkeit im Vergleich zu den bekannten Kaltband-Stahlzwischenprodukten haben. Die Umformbarkeit setzt sich aus einem globalen und einem lokalen Anteil zusammen. Die globale Umformbarkeit beschreibt vor allem das Verhalten des Materials bei Tiefziehooperationen. Zur Beschreibung der globalen Umformbarkeit eignet sich die Gleichmaßdehnung  $A_g$ , in Englisch uniform elongation (UE). Die lokale Umformbarkeit ist hingegen ein Maß für das Verhalten des Werkstoffes

unter mehrachsigen Spannungszuständen, wie sie zum Beispiel bei einem Lochaufweitungsversuch auftreten. Der Fracture thickness strain in Prozent, fts abgekürzt, ist ein entsprechendes Maß für die lokale Umformbarkeit von Stählen. Eine genaue Beschreibung dieses Kennwertes ist in P. Larour et al., "Reduction of cross section area at fracture in tensile test: measurement and applications for flat sheet steels", IDDRG 2017, zu finden.

**[0015]** Bisher musste meist ein Kompromiss gesucht werden zwischen der lokalen und globalen Umformbarkeit. DP-Stähle (DP-Stahl steht für Dual-Phasen-Stahl) weisen deutlich niedrigere fts-Werte auf als CP-Stähle (CP-Stahl steht für Complexphasen oder Komplexphasen-Stahl), wie dem Diagramm der Fig. 2 zu entnehmen ist. Im Gegensatz dazu haben sie allerdings eine bessere globale Umformbarkeit, charakterisiert durch den Wert der UE in Prozent. Die homogenere Mikrostruktur der Komplexphasen-Stähle führt im Vergleich z.B. gegenüber DP-Stählen zu hervorragenden Eigenschaften bei der lokalen Umformbarkeit und stellt sich in höheren fts Werten dar.

**[0016]** Es gibt mehrere Gründe für die unterschiedlichen Eigenschaften von DP-Stählen und CP-Stählen. Unter anderem liegt ein Grund in den unterschiedlichen Härtekontrasten zwischen den einzelnen Gefügebestandteilen dieser Materialien. DP-Stähle haben typischerweise einen hohen Härtekontrast des Gefüges im Vergleich zu den CP-Stählen. Die DP-Stähle zeigen daher eine hohe Verfestigungsrate und somit eine hohe Dehnung, sprich hohe UE-Werte. DP-Stähle sind nicht gut lokal umformbar, lassen sich aber gut tiefziehen. CP-Stähle hingegen verfestigen weniger als die DP-Stähle und lassen sich daher besser lokal umformen.

**[0017]** Medium-Mangan-Stähle, um die es hier geht, zeigen aufgrund ihres Gefüges einen ähnlich hohen Härtekontrast wie die DP-Stähle, daher ist hier eine bessere globale Umformbarkeit, d.h. höhere UE-Werte, zu erwarten. Der hohe Härtekontrast ergibt sich bei Medium-Mangan-Stählen durch die Umwandlung von Restaustenit in harten Martensit während der Verformung. Dadurch kommt es zu hohen Härtekontrasten zwischen der weichen ferritischen Matrix und harten martensitischen Inklusionen.

**[0018]** Es stellt sich insbesondere die Aufgabe Kaltband-Stahlzwischenprodukte bereit zu stellen, die eine gute Kombination aus der Zugfestigkeit und der Bruchdehnung haben und die gleichzeitig eine gute lokale Umformbarkeit zeigen.

**[0019]** Es stellt sich insbesondere die Aufgabe Kaltband-Stahlzwischenprodukte bereit zu stellen, die möglichst eine bessere Kombination aus Gleichmaßdehnung (in UE-Werten ausgedrückt) und lokaler Umformbarkeit (in fts-Werten ausgedrückt) als DP- und CP-Stähle haben.

**[0020]** Es wird ein Kaltband-Stahlzwischenprodukt bereit gestellt, dessen Gefüge eine niedrige Martensitfestigkeit, eine möglichst hohe Ferritfestigkeit und wegen der hohen Stabilität möglichst sich homogen und langsam umwandelnden Austenit umfasst.

**[0021]** Es wird ein Verfahren zum Bereitstellen eines Medium-Mangan-Kaltband-Stahlzwischenproduktes beansprucht, dessen Legierung umfasst:

- einen Kohlenstoffanteil (C) im Bereich  $0,003 \text{ Gew.} \% \leq C \leq 0,12 \text{ Gew.} \%$ ,
- einen Mangananteil (Mn) im Bereich  $3,5 \text{ Gew.} \% \leq \text{Mn} \leq 12 \text{ Gew.} \%$ ,
- einen Siliziumanteil (Si) und/oder einen Aluminiumanteil (Al) als Legierungsanteile, mit  $\text{Si Gew.} \% + \text{Al Gew.} \% < 1$ ,
- optional weitere Legierungsanteile,
- optionalen Mikrolegierungsanteilen, insbesondere einen Titananteil (Ti) und/oder einen Niobanteil (Nb) und/oder Vanadiumanteil (V), und
- wobei der Rest der Legierung Eisen (Fe) und unvermeidbare Verunreinigungen einer Schmelze umfasst,

wobei das Verfahren den folgenden Schritt umfasst, der nach einem Kaltwalzschritt ausgeführt wird:

- Durchführen eines interkritischen Hauben-Glühverfahrens mit einer maximalen Glüh-temperatur von  $684^{\circ}\text{C} - (517^{\circ}\text{C} * \text{dem Kohlenstoffanteil in Gew.} \%)$ .

**[0022]** Bei mindestens einem Teil der Ausführungsformen wird das interkritische Hauben-Glühverfahren als Teilverfahren eines einstufigen Glühverfahrens so gewählt, dass das Kaltband-Stahlzwischenprodukt nach diesem Schritt eine Mikrostruktur mit den folgenden Anteilen aufweist:

- einen Restaustenit-Anteil im Bereich  $\geq 10 \%$  und  $\leq 60 \%$ , und vorzugsweise im Bereich  $\geq 10 \%$  und  $\leq 40 \%$ ,
- einen alpha-Ferrit-Anteil im Bereich  $\geq 20 \%$  und  $\leq 90 \%$ , und vorzugsweise im Bereich  $\geq 50 \%$  und  $\leq 80 \%$ , und
- einen Zementit-Anteil im Bereich  $\geq 0 \%$  und  $\leq 5 \%$ .

Vorzugsweise wird bei diesen Ausführungsformen für das interkritische Hauben-Glühverfahren eine maximale Glüh-temperatur von  $648^{\circ}\text{C} - (352^{\circ}\text{C} * \text{dem Kohlenstoffanteil in Gew.} \%)$  vorgegeben.

**[0023]** Bei mindestens einem Teil der Ausführungsformen wird das interkritische Hauben-Glühverfahren als Teilverfahren eines zweistufigen Glühverfahrens so gewählt, dass das Kaltband-Stahlzwischenprodukt nach diesem Schritt eine Mikrostruktur mit den folgenden Anteilen aufweist:

- einen Martensit-Anteil im Bereich  $\geq 0\%$  und  $\leq 20\%$ , und vorzugsweise im Bereich  $\geq 0\%$  und  $\leq 10\%$ ,
- einen Restaustenit-Anteil im Bereich  $\geq 10\%$  und  $\leq 60\%$ , und vorzugsweise im Bereich  $\geq 10\%$  und  $\leq 40\%$ ,
- einen alpha-Ferrit-Anteil im Bereich  $\geq 20\%$  und  $\leq 90\%$ , und vorzugsweise im Bereich  $\geq 50\%$  und  $\leq 80\%$  und
- einen Zementit-Anteil im Bereich  $\geq 0\%$  und  $\leq 5\%$ .

5

Vorzugsweise wird bei diesen Ausführungsformen vor dem interkritischen Hauben-Glühverfahren ein voll-austenitisches Glühverfahren durchgeführt.

10 **[0024]** Bei mindestens einem Teil der Ausführungsformen wird speziell eine Glühtemperatur gewählt, die abhängig ist von dem Kohlenstoffanteil in Gew. % und die kleiner ist als die maximale Glühtemperatur, um ein Medium-Mangan-Kaltband-Stahlzwischenprodukt zu erhalten, das einen fts-Wert aufweist, der mindestens 40% beträgt. Falls ein einstufiges Glühverfahren zum Einsatz kommt, so wird diese maximale Glühtemperatur durch die Formel  $648^{\circ}\text{C} - (352^{\circ}\text{C} * \text{dem Kohlenstoffanteil in Gew. \%})$  definiert. Falls ein zweistufiges Glühverfahren zum Einsatz kommt, so wird diese maximale Glühtemperatur durch die Formel  $684^{\circ}\text{C} - (517^{\circ}\text{C} * \text{dem Kohlenstoffanteil in Gew. \%})$  definiert.

15 **[0025]** Gemäß Erfindung wird durch eine Kombination eines Verfahrens- und eines Legierungskonzeptes ein Stahlzwischenprodukt, vorzugsweise ein Kaltband-Stahlzwischenprodukt, bereitgestellt, das eine gute lokale und eine gute globale Umformbarkeit aufweist.

**[0026]** Gemäß Erfindung wird ein Kaltband-Stahlzwischenprodukt bereit gestellt, das eine gute  $R_m * A_{80}$  Kombination, wie bei anderen Medium-Mangan-Stählen, und zugleich eine gute lokale Umformbarkeit, d.h. hohe fts-Werte hat.

20 **[0027]** Solche Kaltband-Stahlzwischenprodukte werden durch das erfindungsgemäße Verfahren bereitgestellt, indem der Kohlenstoffgehalt abgesenkt und die Ferritmorphologie, bzw. Austenitmorphologie durch speziell angepasstes Glühen gezielt verändert wird. Weiterhin wird ein Restaustenit mit hoher Stabilität durch das Absenken der interkritischen Glühtemperatur, die während des Herstellens beim Glühen des Stahlzwischenproduktes zur Anwendung kommt, eingestellt.

25 **[0028]** Obwohl typischerweise auf ein Erhöhen des Kohlenstoffanteils gesetzt wird, wenn man eine erhöhte Festigkeit eines Stahlzwischenproduktes erzielen möchte, setzt die Erfindung auf eine deutliche Reduktion des Kohlenstoffanteils. Durch die Reduktion des Kohlenstoffanteils wird eine niedrigere Martensitfestigkeit erzielt, was einer Reduktion des Härtekontrastes im Gefüge entspricht.

30 **[0029]** Obwohl typischerweise auf relativ hohe Silizium- und Aluminiumanteile gesetzt wird, setzt die Erfindung auf eine deutliche Reduktion der Silizium- und Aluminiumanteile. Die Silizium- und Aluminium-Legierungsanteile werden durch die Formel  $\text{Si Gew. \%} + \text{Al Gew. \%} < 1$  begrenzt. Da hier die Silizium- und Aluminium-Legierungsanteile begrenzt sind, können die Glühverfahren mit veränderten Parametern durchgeführt werden.

35 **[0030]** Bei mindestens einem Teil der Ausführungsformen wird speziell auf eine Legierungszusammensetzung gesetzt, die nur einen geringen Schwefel-Anteil umfasst. Vorzugsweise ist der Schwefel-Anteil kleiner als 60ppm. Durch eine Reduktion des Schwefel-Anteils bilden sich weniger Sulfide und die fts-Werte können sich, je nach Ausgestaltung des Glühverfahrens, verbessern.

**[0031]** Anhand thermodynamischer Modelle kann für eine Stahllegierung die optimale Glühtemperatur berechnet werden, die man wählt, um den maximalen Restaustenitgehalt und somit eine ausgezeichnete Kombination aus  $R_m * A_{80}$  zu erzielen.

40 **[0032]** Das Verfahren der Erfindung basiert auf einer speziell optimierten Medium-Mangan-Legierung und setzt zusätzlich auf eine niedrigere Glühtemperatur, da durch die niedrigere Temperatur beim Glühen bessere Umformenschaften erzielt werden. Durch das Absenken der interkritischen Glühtemperatur verliert die Medium-Mangan-Legierung der Erfindung etwas an Zugfestigkeit und Gleichmaßdehnung, gleichzeitig kann aber eine höhere Restaustenitstabilität erreicht werden, welche zu einer höheren globalen Umformbarkeit (d.h. zu höheren fts-Werten) führt.

45 **[0033]** Um die Ferritmorphologie, bzw. die Austenitmorphologie gezielt zu verändern, kann bei mindestens einem Teil der Ausführungsformen eine voll-austenitische Glühung, gefolgt von einer interkritischen Glühung angewendet werden. Dadurch ergeben sich höhere fts-Werte für die entsprechend geglühten Stahlzwischenprodukte.

**[0034]** Vorzugsweise wird die Erfindung eingesetzt, um Kaltband-Stahlzwischenprodukte in Form von kaltgewalztem Flachzeug (z.B. Coils) bereit zu stellen.

50 ZEICHNUNGEN

**[0035]** Ausführungsbeispiele der Erfindung werden im Folgenden unter Bezugnahme auf die Zeichnungen näher beschrieben.

55 **FIG. 1** zeigt ein stark schematisiertes Diagramm, bei dem die Bruchdehnung  $A_{50}$  in Prozent über die Zugfestigkeit  $R_m$  in MPa für verschiedene Stähle aufgetragen ist (Stand der Technik);

**FIG. 2** zeigt ein stark schematisiertes Diagramm, bei dem der fracture thickness strain (fts) in Prozent über die

uniform elongation (UE) in Prozent für DP-Stähle und CP-Stähle aufgetragen ist (Stand der Technik);

- 5 **FIG. 3** zeigt ein stark schematisiertes Diagramm, bei dem für drei Medium-Mangan-Legierungen mit unterschiedlichen Kohlenstoffgehalten der Erfindung der fracture thickness strain (fts) in Prozent über die Temperatur aufgetragen ist, die beim Glühen verwendet wurde;
- 10 **FIG. 4** zeigt ein stark schematisiertes Diagramm, in dem der fracture thickness strain (fts) in Prozent über die Temperatur aufgetragen ist, wobei die fts-Werte einer Medium-Mangan-Stahl-Legierung der Erfindung aufgetragen wurden, die einer 1. Glühroute (GR 1) mit einer Einfachglühung und einer 2. Glühroute (GR 2) mit einer Doppelglühung unterzogen wurden;
- 15 **FIG. 5A** zeigt ein stark schematisiertes Diagramm, bei dem der fracture thickness strain (fts) in Prozent über die uniform elongation (UE) in Prozent für DP-Stähle, CP-Stähle und für Medium-Mangan-Stahl-Legierung der Erfindung aufgetragen wurden, die der 1. Glühroute ( GR 1) unterzogen wurden;
- 20 **FIG. 5B** zeigt ein stark schematisiertes Diagramm, bei dem der fracture thickness strain (fts) in Prozent über die uniform elongation (UE) in Prozent für DP-Stähle, CP-Stähle und für Medium-Mangan-Stahl-Legierung der Erfindung aufgetragen wurden, die der 2. Glühroute ( GR 2) unterzogen wurden;
- 25 **FIG. 6** zeigt ein stark schematisiertes Diagramm, bei dem die Glühtemperatur über den Kohlenstoff-Anteil für verschiedene Medium-Mangan-Stahl-Legierung der Erfindung aufgetragen wurde, wobei konkret die experimentell ermittelten Glühtemperaturen  $T_{RAmax}$  beim Erreichen der maximalen Restaustenitmenge als Funktion des Kohlenstoff-Anteils gezeigt sind; weiterhin finden sich im Diagramm die maximal zulässigen Glühtemperaturen  $T_{ANmax}$  für Einfach- und Doppelglühung, um einen erhöhten fts-Wert zu erreichen;
- 30 **FIG. 7** zeigt ein stark schematisiertes Diagramm, bei dem der fracture thickness strain (fts) in Prozent über verschiedene Festigkeitsklassen  $R_m$  in MPa aufgetragen wurde;
- FIG. 8** zeigt eine schematische Darstellung eines beispielhaften Temperatur-Zeit-Diagramms für die 1-stufige Temperaturbehandlung (GR 1) eines Stahl(zwischen)produkts der Erfindung;
- FIG. 9** zeigt eine schematische Darstellung eines beispielhaften Temperatur-Zeit-Diagramms für die 2-stufige Temperaturbehandlung (GR 2) eines Stahl(zwischen)produkts der Erfindung.

35 Detaillierte Beschreibung:

40 **[0036]** Die Kaltband-Stahlzwischenprodukte der Erfindung werden hergestellt, indem der Kohlenstoffgehalt der Ausgangslegierung abgesenkt wird. Es hat sich gezeigt, dass sich der fts-Wert durch das deutliche Reduzieren des Kohlenstoffgehaltes anheben lässt. Durch die Reduktion des Kohlenstoffgehaltes wird der Härtekontrast im Gefüge reduziert. Dieser Zusammenhang wurde anhand von Untersuchungen bestätigt und quantifiziert, wobei es sich gezeigt hat, dass es Grenzen für den Kohlenstoffanteil gibt. Es kommen in Rahmen der Erfindung daher nur Legierungen zum Einsatz, deren Kohlenstoffanteil kleiner ist als 0,12 Gew.%.  
 45

**[0037]** Der fts-Wert ist an einer geprüften nicht gekerbten Stahl-Flachzugprobe zu ermitteln. Dabei ist die Ausgangsdicke des Stahlzwischenprodukts  $d_0$  und die Dicke an der Bruchfläche  $d_1$  zu bestimmen. Der fts-Wert berechnet sich folgendermaßen  $(d_0 - d_1) / d_0 * 100$  in %.

**[0038]** Die Fig. 3 zeigt ein Diagramm in dem die fts-Werte mehrerer Stahl-Legierungen der Erfindung über die Glüh-  
 50 temperatur aufgetragen sind. Konkret wurden hier mehrere Proben untersucht, die

- einen Kohlenstoffanteil (C) im Bereich von 0 Gew.% bis 0,12 Gew.% und
- einen Mangananteil (Mn) von 6 Gew.% umfassen,

wobei die Legierung Silizium (Si) und Aluminium (Al) gemäß der folgenden Formel  $Si \text{ Gew.} \% + Al \text{ Gew.} \% < 1$  enthält und der Rest der Legierung Eisen (Fe) und unvermeidbare Verunreinigungen der jeweiligen Schmelze aufweist.

55 **[0039]** Der Fig. 3 sind verschiedene Zusammenhänge zu entnehmen, wie folgt. Wenn man z.B. eine Legierung 1 (Leg. 1 abgekürzt) mit der folgenden Zusammensetzung bei unterschiedlich hohen Temperaturen glüht, dann sinkt der fts-Wert mit zunehmender Glühtemperatur deutlich ab:

- einen Kohlenstoffanteil (C) von 0,12 Gew.%,

## EP 3 594 368 A1

- einen Mangananteil (Mn) von 6 Gew.%,
- einen Siliziumanteil (Si) und/oder einen Aluminiumanteil (Al) als Legierungsanteile, mit  $\text{Si Gew.} + \text{Al Gew.} < 1$ , und
- dem Rest der Legierung Eisen (Fe) und unvermeidbare Verunreinigungen.

5 **[0040]** Entsprechende Beobachtungen konnten auch für die Legierungen 2 und 3 (Leg. 2, Leg. 3 abgekürzt) gemacht werden.

**[0041]** Außerdem konnte gezeigt werden, dass der fts-Wert mit abnehmendem Kohlenstoffgehalt deutlich zunimmt. Die Leg. 2 hat die folgende Zusammensetzung:

- 10
- einen Kohlenstoffanteil (C) von 0,056 Gew.%,
  - einen Mangananteil (Mn) von 6 Gew.%,
  - einen Siliziumanteil (Si) und/oder einen Aluminiumanteil (Al) als Legierungsanteile, mit  $\text{Si Gew.} + \text{Al Gew.} < 1$ ,
  - und
  - dem Rest der Legierung Eisen (Fe) und unvermeidbare Verunreinigungen.

15 **[0042]** Die Leg. 3 hat die folgende Zusammensetzung:

- 20
- einen Kohlenstoffanteil (C) von 0,0 Gew.%,
  - einen Mangananteil (Mn) von 6 Gew.%,
  - einen Siliziumanteil (Si) und/oder einen Aluminiumanteil (Al) als Legierungsanteile, mit  $\text{Si Gew.} + \text{Al Gew.} < 1$ ,
  - und
  - dem Rest der Legierung Eisen (Fe) und unvermeidbare Verunreinigungen.

25 **[0043]** Mit anderen Worten ausgedrückt, darf eine solche Medium-Mangan-Legierung nicht zu hoch gegläht werden und sie sollte möglichst einen geringen Kohlenstoffanteil aufweisen, wenn man hohe fts-Werte erzielen möchte. Der mit -C bezeichnete Blockpfeil, der in Fig. 3 nach oben zeigt, soll andeuten, dass ein reduzierter Kohlenstoffanteil zu einem erhöhten fts-Wert führt.

30 **[0044]** Das Absenken der Glühtemperatur führt zu einer höheren chemischen Anreicherung des Austenits, zu einer kleineren Korngröße und zu einem stabileren Restaustenit. Untersuchungen haben einen Restaustenit-Anteil ergeben, der bei den Legierungen der Erfindung vorteilhafterweise im Bereich  $\geq 10\%$  und  $\leq 60\%$  liegt. Diese Effekte führen zu erhöhten fts-Werten.

35 **[0045]** Es wurde weiterhin der Einfluss verschiedener Glühverfahren auf die resultierenden fts-Werte untersucht. Dabei wurden eine erste Glühroute (GR 1 abgekürzt) mit einem interkritischen Haubenglühverfahren (Verfahren S.2.1 in Fig. 8) und eine zweite Glühroute (GR 2 abgekürzt) mit einem vollaustenitischen Glühschritt (erfolgt in Hauben- beziehungsweise Kontigluhe) gefolgt von einem interkritischen Haubenglühverfahren (Verfahren S.1+S.2.2 in Fig. 9), untersucht.

**[0046]** Die Fig. 4 zeigt ein Diagramm in dem die fts-Werte einer Stahl-Legierung der Erfindung über die Glühtemperatur aufgetragen sind, wobei hier der Einfluss der ersten Glühroute mit dem Einfluss der zweiten Glühroute verglichen wurde. Konkret wurde hier erfindungsgemäße Stahl-Legierungsproben untersucht, die

- 40
- einen Kohlenstoffanteil (C) von 0,1 Gew.% und
  - einen Mangananteil (Mn) von 6 Gew.% umfassen,
  - einen Siliziumanteil (Si) und/oder einen Aluminiumanteil (Al) als Legierungsanteile, mit  $\text{Si Gew.} + \text{Al Gew.} < 1$ ,

wobei der Rest der Legierung Eisen (Fe) und unvermeidbare Verunreinigungen der jeweiligen Schmelze aufweist.

45 **[0047]** Die Legierungsproben, die der ersten Glühroute GR 1 mit nur einer interkritischen Haubenglühung (Verfahren S.2.1 in Fig. 8) unterzogen wurden, sind in Fig. 4 durch schwarze Quadrate dargestellt. Hier zeigt sich, wie bereits im Zusammenhang mit Fig. 3 diskutiert, dass eine Reduktion der Glühtemperatur zu einer Zunahme der fts-Werte führt, falls die Legierungsproben einen Kohlenstoffanteil aufweisen, der geringer ist als 0,12 Gew.%. In Fig. 4 ist dieser Effekt durch einen schwarzen Blockpfeil dargestellt.

50 **[0048]** Die Legierungsproben, die der zweiten Glühroute GR 2 mit einem vollaustenitischen Glühverfahren gefolgt von einem interkritischen Haubenglühverfahren (Verfahren S.1+S.2.2 in Fig. 9) unterzogen wurden, sind in Fig. 4 durch weiß gefüllte Rauten dargestellt. Wenn man beispielweise eine erste Legierungsprobe der ersten Glühroute GR 1 unterzieht und eine zweite, identische zweite Legierungsprobe der zweiten Glühroute GR 2 unterzieht, dann zeigt die zweite Legierungsprobe einen fts-Wert, der höher ist als der fts-Wert der ersten Legierungsprobe. In Fig. 4 ist dieser Effekt durch einen weißen Blockpfeil dargestellt.

55 **[0049]** Wenn man eine Doppelglühung GR 2 mit einem vollaustenitischen Glühschritt (Verfahren S.1 in Fig. 9), gefolgt von einem interkritischen Haubenglühverfahren (Verfahren S.2.2 in Fig. 9), durchführt, so führt dies zu einer Optimierung der Gefügestruktur. Konkret hat sich gezeigt, dass die Ferritfestigkeit zunimmt und dass die Stabilität des Restaustenits

erhöht wird.

**[0050]** Weitere Untersuchungen dieser Legierungsproben haben ergeben, dass sich im Vergleich einer ersten Legierungsprobe, welche die erste Glühroute GR 1 durchlaufen hat, und einer identischen zweiten Legierungsprobe, welche die zweite Glühroute GR 2 durchlaufen hat, bei der zweiten Glühroute GR 2 auch eine Erhöhung der Uniform Elongation UE ergibt. D.h., die Wahl der Glühroute und der Parameter (Haltetemperaturen H1 bzw. H2, Haltedauer  $\Delta 1$  bzw.  $\Delta 2$ , usw.) der jeweiligen Glührouten haben nicht nur einen Einfluss auf den fts-Wert sondern auch einen Einfluss auf den UE-Wert.

**[0051]** Die Fig. 5A zeigt ein Diagramm in dem die fts-Werte verschiedener Stahl-Legierung der Erfindung über die Uniform Elongation (UE) aufgetragen sind. Es geht hier um Stahl-Legierung der Erfindung, die der ersten Glühroute GR 1 unterzogen wurden. Ähnlich wie in dem Diagramm der Fig. 2, sind auch hier Stahllegierungen gezeigt, die entweder zu den CP-Stählen oder zu den DP-Stähle gehören. Die Stahllegierungen der Erfindung liegen in diesem Diagramm in einem Bereich, der kreuzschraffiert ist. Man kann anhand dieser stark schematisierten Darstellung erkennen, dass die Stahllegierungen der Erfindung im Vergleich zu den CP-Stählen deutlich höhere UE-Werte erreichen. Im Vergleich zu den DP-Stählen hingegen erreichen sie deutlich höhere fts-Werte.

**[0052]** Es wurden hier Legierungsproben mit den folgenden Zusammensetzungen hergestellt und der ersten Glühroute GR 1 unterzogen (siehe Tabelle 1). Für diese Legierungen konnten Zugfestigkeiten  $R_m$  im Bereich zwischen 663 MPa und 873 MPa erzielt werden. Die fts-Werte dieser Legierungsproben lagen im Bereich von ca. 48% bis 74% und die UE-Werte im Bereich von ca. 14% bis 32%.

| Tabelle 1     |       |    |    |    |      |      |
|---------------|-------|----|----|----|------|------|
| Legierung Nr. | C     | Mn | Al | Si | Ti   | Fe   |
| 1.1           | 0,1   | 6  | 1  | 0  |      | Rest |
| 1.2           | 0,056 | 6  |    |    |      | Rest |
| 1.3           | 0,003 | 6  |    |    |      | Rest |
| 1.4           | 0,003 | 8  |    |    | 0,11 | Rest |
| 1.5           | 0,003 | 10 |    |    | 0,10 | Rest |

**[0053]** Die Fig. 5B zeigt ein weiteres Diagramm in dem die fts-Werte verschiedener Stahl-Legierung der Erfindung über die Uniform Elongation (UE) aufgetragen sind. Es geht hier jedoch um Stahl-Legierung der Erfindung, die der zweiten Glühroute GR 2 unterzogen wurden. Die Stahllegierungen der Erfindung liegen in diesem Diagramm in einem Bereich, der kreuzschraffiert ist. Man kann auch hier erkennen, dass die Stahllegierungen der Erfindung im Vergleich zu den CP-Stählen deutlich höhere UE-Werte erreichen. Im Vergleich zu den DP-Stählen hingegen erreichen sie deutlich höhere fts-Werte.

**[0054]** Es wurden hier Legierungsproben mit den folgenden Zusammensetzungen hergestellt und der zweiten Glühroute GR 2 unterzogen (siehe Tabelle 2). Für diese Legierungen konnten Zugfestigkeiten  $R_m$  im Bereich zwischen 597 MPa und 996 MPa erzielt werden. Die fts-Werte dieser Legierungsproben lagen im Bereich von ca. 51% bis 75% und die UE-Werte im Bereich von ca. 10% bis 36%.

| Tabelle 2     |       |    |    |    |      |      |
|---------------|-------|----|----|----|------|------|
| Legierung Nr. | C     | Mn | Al | Si | Ti   | Fe   |
| 2.1           | 0,1   | 6  | 1  | 0  |      | Rest |
| 2.2           | 0,12  | 6  |    |    |      | Rest |
| 2.3           | 0,056 | 6  |    |    |      | Rest |
| 2.4           | 0,003 | 6  |    |    |      | Rest |
| 2.5           | 0,003 | 10 |    |    | 0,10 | Rest |

**[0055]** Tabelle 3 stellt die mechanischen Kennwerte nach verschiedenen Temperaturbehandlungen dar. Für die angeführten Temperaturbehandlungen sind Zugfestigkeiten im Bereich von 820 MPa und 875 MPa und Gleichmaßdehnungen im Bereich von 27 % und 31 % erreicht worden. Die erreichten fts-Werte erweisen sich dabei als vorteilhaft. Bevorzugt ist ein vollaustenitisches Glühen S.1 als Teil eines 2-stufigen Glühverfahrens GR 2 gemäß Fig. 9, bei dem eine relativ lange Haltezeit von 1000 Minuten  $\leq H1 \leq 6000$  Minuten vorgegeben wird. Nach diesem vollaustenitischen

Glühen folgt ein interkritisches Glühen S.2.2, wie in Fig. 9 gezeigt.

| Tabelle 3   |     |    |     |
|---|-----|----|-----|
|   | Rm  | UE | fts |
| Interkritisches Glühen (S.2.1)  | 875 | 27 | +   |
| Vollaustenitisches Glühen (S.1) 10 Sekunden $\leq H1 \leq$ 1000 Minuten + interkritisches Glühen (S.2.2)  | 860 | 31 | ++  |
| Vollaustenitisches Glühen (S.1) 1000 Minuten $\leq H1 \leq$ 6000 Minuten + interkritisches Glühen (S.2.2) | 820 | 29 | +++ |

**[0056]** Zusammenfassend kann für die untersuchten Legierungszusammensetzungen der Erfindung das Folgende postuliert werden:

- es können mit den erfindungsgemäßen Legierungszusammensetzungen die folgenden charakteristischen Werte erzielt werden, wenn auch das Glühen gemäß der Verfahrensvorgaben der Erfindung erfolgt;
- es können Medium-Mangan-Kaltband-Stahlzwischenprodukte hergestellt werden, die fts-Werte oberhalb von 40% haben;
- insbesondere können Medium-Mangan-Kaltband-Stahlzwischenprodukte mittels Einfachglühung GR 1 (siehe Fig. 8) hergestellt werden, die fts-Werte im folgenden Bereich haben:  $48\% \leq fts \leq 74\%$  (siehe Fig. 5A);
- insbesondere können Medium-Mangan-Kaltband-Stahlzwischenprodukte mittels Doppelglühung GR 2 (siehe Fig. 9) hergestellt werden, die fts-Werte im folgenden Bereich haben:  $51\% \leq fts \leq 75\%$  (siehe Fig. 5B);
- es können Medium-Mangan-Kaltband-Stahlzwischenprodukte hergestellt werden, die UE-Werte oberhalb von 10% haben;
- insbesondere können Medium-Mangan-Kaltband-Stahlzwischenprodukte hergestellt werden, die UE-Werte im folgenden Bereich haben:  $14\% \leq UE \leq 32\%$  (siehe Fig. 5A);
- insbesondere können Medium-Mangan-Kaltband-Stahlzwischenprodukte hergestellt werden, die UE-Werte im folgenden Bereich haben:  $10\% \leq UE \leq 36\%$  (siehe Fig. 5A). UE = 10% wurde hier als Minimalforderung angesetzt.

**[0057]** Zusammenfassend kann für die untersuchten Legierungszusammensetzungen der Erfindung das Folgende postuliert werden:

- durch eine Reduktion des Kohlenstoffanteils einer Medium-Mangan-Legierung kann der fts-Wert gesteigert werden;
- durch eine Reduktion der interkritischen Glühtemperatur T<sub>2</sub>, die für das Glühen S.2.1 oder S.2.2 einer solchen Medium-Mangan-Legierung verwendet wird, kann der fts-Wert gesteigert werden;
- durch eine Wahl der Glühroute (Glühroute GR 1 oder GR 2) kann der fts-Wert gesteigert werden;
- durch eine geeignete Reduktion der Silizium- und Aluminium-Legierungsanteile kann das Stahlzwischenprodukt weiter optimiert werden;
- durch eine optionale Reduktion des Schwefelanteils kann das Stahlzwischenprodukt weiter optimiert werden.

**[0058]** Diese Postulate, die zuvor in vereinfachter und rein schematisierte Form zusammengefasst wurden, geben dem Entwickler eine Reihe von Freiheitsgraden bei der Definition von Legierungen an die Hand. Am folgenden Beispiel soll dies veranschaulicht werden.

**[0059]** Da beim Doppelglühen (GR 2) höhere fts-Werte erzielt werden als beim Einfachglühen (GR 1), kann man beim Doppelglühen GR 2 z.B. mit Legierungen arbeiten, deren Kohlenstoffanteil per se etwas höher ist als beim Einfachglühen GR 1.

**[0060]** In Fig. 6 sind die verschiedenen Effekte, die anhand von erfindungsgemäßen Legierungszusammensetzungen beobachtet wurden, in einem Diagramm dargestellt. Dieses Diagramm zeigt die Glühtemperatur auf der Ordinate und den Kohlenstoff-Anteil der Legierungszusammensetzung auf der Abszisse. Eingetragen sind die experimentell ermittelten maximalen Glühtemperaturen T<sub>ANmax</sub> beim Erreichen der verbesserten fts-Wert als Funktion des Kohlenstoff-Anteils.

**[0061]** Die gepunktete Linie, die die weißen Rauten verbindet, stellt die experimentell ermittelten Glühtemperaturen T<sub>ANmax</sub> für Legierungen dar, die einem Doppelglühverfahren (GR 2) unterzogen wurden. Die gestrichelte Linie, die die schwarzen Quadrate verbindet, stellt die experimentell ermittelten Glühtemperaturen T<sub>ANmax</sub> für Legierungen dar, die einem Einfachglühverfahren (GR 1) unterzogen wurden. Die durchgezogene Linie, die die weißen Kreise verbindet, stellt die experimentell ermittelten Glühtemperaturen T<sub>RAmax</sub> beim Erreichen der maximalen Restaustenitmenge als Funktion des Kohlenstoff-Anteils dar.

**[0062]** Es wurden hier Legierungszusammensetzungen untersucht, die 6 Gew.% Anteil an Mangan (Mn) aufweisen.

Der Kohlenstoffanteil wurde, wie auf der Abszisse gezeigt, von 0 Gew.% bis 0,12 Gew.% variiert.

**[0063]** Die gepunktete Linie in Fig. 6 kann durch die folgende Gleichung (1) beschrieben werden, wobei  $T_{ANmax}$  die maximale Glüh­temperatur ist. Die Gleichung (1) legt die maximale Glüh­temperatur T2 für das interkritische Glühen S.2.2 der Fig. 9 fest.

$$T_{ANmax} = 684^{\circ}C - (517^{\circ}C * C\%) \quad (1).$$

**[0064]** Die gestrichelte Linie in Fig. 6 kann durch die folgende Gleichung (2) beschrieben werden. Die Gleichung (2) legt die maximale Glüh­temperatur T2 für das interkritische Glühen S.2.1 der Fig. 8 fest.

$$T_{ANmax} = 648^{\circ}C - (352^{\circ}C * C\%) \quad (2)$$

**[0065]** Durch die Untersuchungen, deren Ergebnisse in Fig. 6 zusammengefasst sind, wurde bestätigt, dass man bei geringen Kohlenstoffanteilen mit relativ hohen Glüh­temperaturen arbeiten kann, um verbesserte fts-Werte zu erreichen. Bei höheren Kohlenstoffanteilen muss entsprechend die Glüh­temperatur T2 reduziert werden, um die verbesserten fts-Werte zu erreichen.

**[0066]** Aus den in Fig. 6 zusammengefassten Ergebnissen kann man auch ableiten, dass das Reduzieren des Kohlenstoffanteils auf Werte nahe 0 Gew.% derart wirksam ist, dass man beim Glühen solcher Legierungszusammensetzungen mit der Glüh­temperatur T2 sogar über die Temperatur  $T_{RAmax}$  hinaus gehen kann, ohne dadurch den fts-Wert zu reduzieren. D.h., das Reduzieren des Kohlenstoffanteils ist bei den Legierungen der Erfindung eine Einzelmaßnahme, die besonders wirksam ist.

**[0067]** Aus den in Fig. 6 zusammengefassten Ergebnissen kann man auch ableiten, dass man bei höheren Kohlenstoffanteilen, die beispielsweise im Bereich zwischen 0,05 Gew.% und 0,12 Gew.% liegen, höhere fts-Werte dadurch erzielen kann, dass die Glüh­temperatur T2 reduziert wird. Je höher der Kohlenstoffanteil der erfindungsgemäßen Legierung ist, umso größer muss die Reduktion der Glüh­temperatur T2 sein.

**[0068]** Wenn man zweifach glüht, wie in Fig. 9 gezeigt, dann braucht die Glüh­temperatur T2 erst bei Kohlenstoffanteilen von mehr als 0,056 Gew.% in Bezug auf  $T_{RAmax}$  abgesenkt zu werden.

**[0069]** In Fig. 7 sind weitere Aspekte der Erfindung in einem Diagramm dargestellt. Auf der Abszisse sind die Festigkeitsklassen  $R_m$  in MPa und auf der Ordinate die fts-Werte in Prozent aufgetragen. Die Mindest-fts-Werte sind durch eine schräg verlaufende, strichlierte Linie dargestellt, wobei als Randbedingung von einem UE-Wert ausgegangen wurde, der mindestens 10% beträgt, d.h.  $UE \geq 10\%$ . Diese strichlierte Linie kann mathematisch durch die Gleichung (3) beschrieben werden.

$$fts_{min} = 104 * e^{(-0,001 * Rm)} \quad (3).$$

**[0070]** In Fig. 7 ist durch ein Rechteck, das mit dem Bezugszeichen 4 bezeichnet ist, der Bereich dargestellt, der die Legierungen der Erfindung umfasst. Für Legierungen, die innerhalb des Bereichs 4 liegen, ist gewährleistet, dass sie einerseits eine gute lokale und andererseits eine gute globale Umformbarkeit aufweisen. Die UE-Werte liegen stets oberhalb von 10% und die fts-Werte liegen stets oberhalb von 40%.

**[0071]** In der Tabelle 4 sind zusammenfassend einige charakteristische Eigenschaften der Legierungen der Erfindung zusammengefasst.

| Tabelle 4                       |      |         |
|---------------------------------|------|---------|
| charakteristische Eigenschaften |      |         |
| fts [%]                         | 40   | ca. 85  |
| Rm [MPa]                        | 980  | ca. 590 |
| UE [%]                          | > 10 |         |

**[0072]** In der Tabelle 5 sind einige Legierungszusammensetzungen und deren charakteristische Eigenschaften zusammengefasst. Diese Legierungszusammensetzungen kombiniert mit einer gemäß Erfindung gewählten Glüh­temperatur sind bewusst in der Tabelle 5 gezeigt, da sie außerhalb des Bereiches 4 liegen, der von der Erfindung abgesteckt wurde.

| Legierung Nr. | C           | Mn          | Al     | Si     | Cr     | T <sub>AN</sub> | UE         | fts       | TS  |
|---------------|-------------|-------------|--------|--------|--------|-----------------|------------|-----------|-----|
|               | Gew. %      | Gew. %      | Gew. % | Gew. % | Gew. % | °C              | %          | %         | MPa |
| 3.1           | <b>0,18</b> | 6           | 2      |        |        | 660             | <b>8,1</b> | <b>34</b> | 965 |
| 3.2           | 0,10        | 6           | 0,96   |        | 1      | <b>680</b>      | 16         | <b>29</b> | 928 |
| 3.3           | 0,084       | <b>1,83</b> | 0      | 0,23   | 0,26   |                 | 13         | <b>47</b> | 592 |

**[0073]** Die Probe Nr. 3.1 erreicht lediglich einen UE-Wert, der bei 8,1% liegt. Diese 8,1% sind kleiner als der Mindest-UE-Wert von 10%. Eine der Ursachen für das Nichterreichen des Mindest-UE-Wertes liegt in dem Kohlenstoffanteil, der mit 0,18 Gew.% oberhalb der hier gesteckten Obergrenze von 0,12 Gew.% liegt. Weiterhin wird auch die Mindestanforderung für den fts-Wert von 40% laut Formel 3 unterschritten.

**[0074]** Die Probe Nr. 3.2 erreicht zwar einen ausreichend hohen UE-Wert, aber der fts-Wert liegt mit 29% deutlich unterhalb von  $fts_{min} = 40\%$ . Aus der Gleichung (2) errechnet sich eine Glühtemperatur T<sub>2</sub>, die für diese konkrete Legierung gemäß Erfindung maximal bei 612,8°C liegen sollte. Die Probe Nr. 3.2 wurde jedoch bei relativ hohen 680°C geglüht, was einen zu niedrigen fts-Wert zur Folge hat.

**[0075]** Die Probe Nr. 3.3 erreicht zwar einen ausreichend hohen UE-Wert, aber der fts-Wert liegt mit 47% deutlich unter dem geforderten fts-Wert von 57% nach Formel 3. Eine der Ursachen für das Nichterreichen des Mindest-fts-Wertes liegt in dem Mangananteil, der mit 1,83 Gew.% unterhalb der hier gesteckten Untergrenze von 3,5 Gew.% liegt.

**[0076]** Gemäß Erfindung setzt sich die Legierung somit aus den folgenden Bestandteilen zusammen:

- einen Kohlenstoffanteil (C) im Bereich  $0,003 \text{ Gew.}\% \leq C \leq 0,12 \text{ Gew.}\%$ ,
- einen Mangananteil (Mn) im Bereich  $3,5 \text{ Gew.}\% \leq Mn \leq 12 \text{ Gew.}\%$ ,
- einen Siliziumanteil (Si) und/oder einen Aluminiumanteil (Al) als Legierungsanteile, mit  $Si \text{ Gew.}\% + Al \text{ Gew.}\% < 1,optional$  weitere Legierungsanteile,
- optionale Mikrolegierungsanteile, insbesondere einen Titananteil (Ti) und/oder einen Niobanteil (Nb) und/oder Vanadiumanteil (V), und
- wobei der Rest der Legierung Eisen (Fe) und unvermeidbare Verunreinigungen einer Schmelze umfasst.

**[0077]** Bei mindestens einem Teil der Ausführungsformen liegt der Kohlenstoffanteil (C) im Bereich  $0,003 \text{ Gew.}\% \leq C \leq 0,08 \text{ Gew.}\%$ , und/oder der Mangananteil (Mn) im Bereich  $4 \text{ Gew.}\% \leq Mn \leq 10 \text{ Gew.}\%$ , insbesondere im Bereich  $6 \text{ Gew.}\% \leq Mn \leq 10 \text{ Gew.}\%$ , da in diesem Fall besonders hohe fts-Werte erzielt werden können.

**[0078]** Bei mindestens einem Teil der Ausführungsformen liegt der Siliziumanteil (Si) im Bereich  $0 \text{ Gew.}\% \leq Si \leq 1 \text{ Gew.}\%$ . Insbesondere liegt der Siliziumanteil (Si) im Bereich  $0,2 \text{ Gew.}\% \leq Si \leq 0,9 \text{ Gew.}\%$ .

**[0079]** Bei mindestens einem Teil der Ausführungsformen liegt der Aluminiumanteil (Al) im Bereich  $0 \text{ Gew.}\% \leq Al \leq 1 \text{ Gew.}\%$ . Insbesondere liegt Aluminiumanteil (Al) im Bereich  $0,01 \text{ Gew.}\% \leq Al \leq 0,7 \text{ Gew.}\%$ .

**[0080]** Bei mindestens einem Teil der Ausführungsformen umfasst die Legierung einen Schwefelanteil (S) in Gew.%, der kleiner ist als 60ppm.

**[0081]** Bei mindestens einem Teil der Ausführungsformen umfasst die Legierung einen Chromanteil (Cr) im Bereich  $0 \text{ Gew.}\% \leq Cr \leq 1 \text{ Gew.}\%$ .

**[0082]** Bei mindestens einem Teil der Ausführungsformen umfasst die Legierung einen oder mehr als einen der folgenden Mikrolegierungsanteile:

- Titananteil (Ti),
- Niobanteil (Nb),
- Vanadiumanteil (V).

**[0083]** Bei mindestens einem Teil der Ausführungsformen liegt der Titananteil (Ti), falls vorhanden, im Bereich  $0 \text{ Gew.}\% < Ti \leq 0,12 \text{ Gew.}\%$ .

**[0084]** Bei mindestens einem Teil der Ausführungsformen haben die Mikrolegierungsanteile zusammen maximal einen Anteil von 0,15 Gew.% der Legierung.

**[0085]** Die Angaben, die hier in Bezug auf die Zusammensetzung der Legierung gemacht werden, verstehen sich jeweils in Gewichtsprozent. Der Rest der Legierung umfasst Eisen (Fe) sowie Verunreinigungen, die sich in einer solchen Schmelze nicht vermeiden lassen. Die Angaben in Gewichtsprozent summieren sich immer auf 100 Gew.%.

**[0086]** Wie bereits beschrieben, umfasst das Verfahren der Erfindung einen speziellen Glühschritt, der nach einem Kaltwalzschritt ausgeführt wird: Durchführen eines interkritischen Hauben-Glühverfahrens S.2.1 oder S.2.2 mit einer

maximalen Glühtemperatur T2 von 684°C - (517°C \* dem Kohlenstoffanteil in Gew.%). Der Kohlenstoffanteil in Gew.% wird hier auch als C% bezeichnet. Falls dieses interkritische Hauben-Glühverfahren Teil eines einstufigen Glühverfahrens ist, so kann die maximale Glühtemperatur T2 sogar unterhalb dieser Werte liegen, wie durch die Formel 648°C - (352°C \* dem Kohlenstoffanteil in Gew.%) ausgedrückt.

5 **[0087]** Beispielhafte Details eines einstufigen Glühverfahrens GR 1 sind in Fig. 8 gezeigt. Bei dem interkritischen Hauben-Glühverfahren S.2.1 wird die Legierung auf eine Haltetemperatur T2 erwärmt. In Fig. 8 ist das Erwärmen mit E2 bezeichnet. Dann wird die Legierung für eine Haltedauer Δ2 auf der Haltetemperatur T2 gehalten. Anschließend erfolgt das Abkühlen. In Fig. 8 ist das Abkühlen mit Ab2 bezeichnet. In der folgenden Tabelle 6 sind beispielhafte Parameter für ein einstufiges Glühverfahren GR 1 der Erfindung angegeben:

10

| Tabelle 6                       |   |                                  |                                  |
|---------------------------------|---|----------------------------------|----------------------------------|
| E2                              | T2  | Δ2                               | Ab2                              |
| 100 Minuten < E2 < 1500 Minuten | 648°C - (352 °C * dem Kohlenstoffanteil in Gew.%) | 1000 Minuten < Δ2 < 6000 Minuten | 100 Minuten < Ab2 < 2500 Minuten |

15

**[0088]** Das interkritische Hauben-Glühverfahren wird auch kurz als interkritisches Glühen bezeichnet, erfolgt mit einer Haltetemperatur T2 im α+γ - Zweiphasengebiet. Der Bereich zwischen Ac<sub>3</sub> und Ac<sub>1</sub> (siehe Fig. 8 und 9) wird als α+γ - Zweiphasengebiet bezeichnet.

20 **[0089]** Das vollaustenitische Glühverfahren S.1 (siehe Fig. 9) erfolgt mit einer Haltetemperatur T1 oberhalb der Ac<sub>3</sub>-Temperatur im einphasigen γ -Gebiet, d.h. T1 > Ac<sub>3</sub>.

25 **[0090]** Beispielhafte Details eines zweistufigen Glühverfahrens GR 2 sind in Fig. 9 gezeigt. Bei dem vollaustenitische Glühverfahren S.1 wird die Legierung auf eine Haltetemperatur T1 erwärmt. In Fig. 9 ist das Erwärmen mit E1 bezeichnet. Dann wird die Legierung für eine Haltedauer Δ1 auf der Haltetemperatur T1 gehalten. Anschliessend erfolgt das Abkühlen. In Fig. 9 ist das Abkühlen mit Ab1 bezeichnet. Bei dem anschliessenden interkritischen Hauben-Glühverfahren S.2.2 wird die Legierung auf eine Haltetemperatur T2 erwärmt. In Fig. 9 ist das Erwärmen mit E2 bezeichnet. dann wird die Legierung für eine Haltedauer Δ2 auf der Haltetemperatur T2 gehalten. Anschließend erfolgt das Abkühlen. In Fig. 9 ist das Abkühlen mit Ab2 bezeichnet. In der folgenden Tabelle 7 sind beispielhafte Parameter für ein zweistufiges Glühverfahren GR 2 der Erfindung angegeben:

30

| Tabelle 7                       |   |                                  |                                  |
|---------------------------------|---|----------------------------------|----------------------------------|
| E1                              | T1  | Δ1                               | Ab1                              |
| 30 Sekunden < E1 < 1500 Minuten | T1 > Ac <sub>3</sub>                              | 10 Sekunden < Δ1 < 6000 Minuten  | 30 Sekunden < Ab1 < 2500 Minuten |
| E2                              | T2  | Δ2                               | Ab2                              |
| 100 Minuten < E2 < 1500 Minuten | 684°C - (517 °C * dem Kohlenstoffanteil in Gew.%) | 1000 Minuten < Δ2 < 6000 Minuten | 100 Minuten < Ab2 < 2500 Minuten |

35

40

45 **[0091]** Wie man den verschiedenen Diagrammen und der Beschreibung dieser Diagramme entnehmen kann, ist es für das Erreichen hoher fts-Werte, die oberhalb von 40% liegen, wichtig, dass die Glühtemperatur T2 für das interkritischen Hauben-Glühverfahren nicht zu hoch angesetzt wird. Die maximale Glühtemperatur T2, die für interkritischen Hauben-Glühverfahren angewendet wird, ist stets kleiner als Ac<sub>3</sub> und sie wird durch die Gleichungen (1) oder (2) nach oben hin begrenzt.

50 **[0092]** Die Eigenschaften des Kaltband-Stahlzwischenprodukts der Erfindung werden unter anderem durch die Wahl der Glühtemperatur T1 und/oder T2 beeinflusst, wobei vor allem die Temperatur T2 abhängig ist von dem Kohlenstoffanteil in Gew.% und stets kleiner ist als die maximale Glühtemperatur Ac<sub>3</sub>.

55 **[0093]** Es ergeben sich für die Kaltband-Stahlzwischenprodukte der Erfindung fts-Werte, die gemäß Gleichung (3) mindestens 104\*e<sup>(-0.001\*Rm)</sup> bei einer Mindestgleichmaßdehnung (A<sub>g</sub>) von 10 % und bei einer Zugfestigkeit (R<sub>m</sub>) im Bereich von 590 MPa bis 1350 MPa betragen. Diese fts-Werte wurden an nicht-gekerbten Flachzugproben der Kaltband-Stahlzwischenprodukte ermittelt.

**[0094]** Das Kaltband-Stahlzwischenprodukt der Erfindung zeichnet sich unter anderem dadurch aus, dass es eine Mikrostruktur mit den folgenden Anteilen aufweist, falls ein einstufiges Glühverfahren GR 1 nach Fig. 8 zur Anwendung kommt:

## EP 3 594 368 A1

- einen Restaustenit-Anteil im Bereich  $\geq 10\%$  und  $\leq 60\%$ ,
- einen alpha-Ferrit-Anteil im Bereich  $\geq 20\%$  und  $\leq 90\%$  und
- einen Zementit-Anteil  $((\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{C})$  im Bereich  $\geq 0\%$  und  $\leq 5\%$ .

5 **[0095]** Das Kaltband-Stahlzwischenprodukt der Erfindung zeichnet sich unter anderem dadurch aus, dass es eine Mikrostruktur mit den folgenden Anteilen aufweist, falls ein zweistufiges Glühverfahren GR 2 nach Fig. 9 zur Anwendung kommt:

- einen Martensit-Anteil im Bereich  $\geq 0\%$  und  $\leq 20\%$ ,
- 10 - einen Restaustenit-Anteil im Bereich  $\geq 10\%$  und  $\leq 60\%$ ,
- einen alpha-Ferrit-Anteil im Bereich  $\geq 20\%$  und  $\leq 90\%$  und
- einen Zementit-Anteil  $((\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{C})$  im Bereich  $\geq 0\%$  und  $\leq 5\%$ .

15 **[0096]** Diese Mikrostruktur mit einem Martensit-Anteil, einem Restaustenit-Anteil, einem alpha-Ferrit-Anteil und mit einem Zementit-Anteil sorgt für die speziellen Eigenschaften des Kaltband-Stahlzwischenprodukts der Erfindung.

Bezugs- und Formelzeichen:

|    |  |                   |
|----|--|-------------------|
| 20 | Bereich der Medium-Mangan-Stähle   | 1                 |
|    | Bereich der TRIP-Stähle  | 2                 |
|    | Bereich der TBF und Q&P Stähle   | 3                 |
|    | Bereich  | 4                 |
| 25 | austenitische Phase  | $\gamma$          |
|    | Zweiphasengebiet   | $\alpha + \gamma$ |
|    | Bruchdehnung in %  | A                 |
|    | Abkühlen beim vollaustenitischen Glühen                                  | Ab1               |
| 30 | Abkühlen beim interkritischen Glühen                                     | Ab2               |
|    | Temperatur zu Beginn der Austenitbildung / Austenitstarttemperatur in °C | $A_{c1}$          |
|    | Temperatur zum Ende der Austenitbildung / Austenitendtemperatur in °C    | $A_{c3}$          |
| 35 | Gleichmaßdehnung in %  | $A_g$             |
|    | Bruchdehnung mit Messlänge 80 mm in %                                    | $A_{80}$          |
|    | Kohlenstoffanteil in Gewichtsprozent                                     | C%                |
|    | Erwärmen beim vollaustenitischen Glühen                                  | E1                |
| 40 | Erwärmen beim interkritischen Glühen                                     | E2                |
|    | Ausgangsdicke des Stahlzwischenprodukts                                  | $d_0$             |
|    | Dicke an der Bruchfläche des Stahlzwischenprodukts                       | $d_1$             |
| 45 | Zeitdauer des Haltens beim vollaustenitischen Glühen                     | $\Delta 1$        |
|    | Zeitdauer des Haltens beim interkritischen Glühen                        | $\Delta 2$        |
|    | fracture thickness strain in %   | fts               |
|    | Mindestwert des fracture thickness strain in %                           | $ftS_{\min}$      |
| 50 | ferritische Phase  | $\alpha$          |
|    | Glühroute  | GR                |
|    | Halten beim vollaustenitischen Glühen                                    | H1                |
| 55 | Halten beim interkritischen Glühen                                       | H2                |
|    | Zugfestigkeit in MPa   | $R_m$             |
|    | vollaustenitisches Glühen  | S.1               |

(fortgesetzt)

|  |                    |
|--|--------------------|
| interkritisches Glühen   | S.2.1, S2.2        |
| Zeit   | t                  |
| Haltetemperatur beim vollaustenitischen Glühen                       | T1                 |
| Haltetemperatur beim interkritischen Glühen                          | T2                 |
| maximale Glüh­temperatur in °C                                       | T <sub>ANmax</sub> |
| Glüh­temperatur beim Erreichen der maximalen Restaustenitmenge in °C | T <sub>RAmax</sub> |
| Uniform elongation in %  | UE                 |

**Patentansprüche**

1. Verfahren zum Bereitstellen eines Medium-Mangan-Kaltband-Stahlzwischenproduktes, dessen Legierung umfasst:

- einen Kohlenstoffanteil (C) im Bereich  $0,003 \text{ Gew.}\% \leq C \leq 0,12 \text{ Gew.}\%$ ,
- einen Mangananteil (Mn) im Bereich  $3,5 \text{ Gew.}\% \leq Mn \leq 12 \text{ Gew.}\%$ ,
- einen Siliziumanteil (Si) und/oder einen Aluminiumanteil (Al) als Legierungsanteile, mit  $Si \text{ Gew.}\% + Al \text{ Gew.}\% < 1$ ,
- optional weitere Legierungsanteile,
- optionale Mikrolegierungsanteile, insbesondere einen Titananteil (Ti) und/oder einen Niobanteil (Nb) und/oder Vanadiumanteil (V), und
- wobei der Rest der Legierung Eisen (Fe) und unvermeidbare Verunreinigungen einer Schmelze umfasst,

wobei das Verfahren den folgenden Schritt umfasst, der nach einem Kaltwalzschritt ausgeführt wird:

- Durchführen eines interkritischen Hauben-Glühverfahrens (S.2.1, S.2.2) mit einer maximalen Glüh­temperatur (T2) von  $684^\circ\text{C} - (517^\circ\text{C} * \text{dem Kohlenstoffanteil in Gew.}\%)$ .

2. Verfahren nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, dass** das interkritische Hauben-Glühverfahren (S.2.1, S.2.2) einen Erwärmungsschritt (E2), eine Haltephase (H2) mit einer Haltedauer ( $\Delta t$ ) und einem Abkühlvorgang (Ab2) umfasst, wobei die Haltedauer ( $\Delta t$ ) mehr als 1000 und weniger als 6000 Minuten und vorzugsweise weniger als 5000 Minuten dauert.

3. Verfahren nach Anspruch 1 oder 2, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Kaltband-Stahlzwischenprodukt, durch die Wahl einer Glüh­temperatur (T2), die abhängig ist von dem Kohlenstoffanteil in Gew.% und die kleiner ist als die maximalen Glüh­temperatur, einen fts-Wert aufweist, der mindestens 40% beträgt.

4. Verfahren nach Anspruch 1, 2 oder 3, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Kaltband-Stahlzwischenprodukt, durch die Wahl einer Glüh­temperatur (T2), die abhängig ist von dem Kohlenstoffanteil in Gew.% und die kleiner ist als die maximalen Glüh­temperatur, einen fts-Wert aufweist, der mindestens  $104 * e^{(-0.001 * R_m)}$  bei einer Mindestgleichmaßdehnung ( $A_g$ ) von 10 % und bei einer Zugfestigkeit ( $R_m$ ) im Bereich von 590 MPa bis 1350 MPa beträgt, wobei dieser fts-Wert an einer nicht-gekerbten Flachzugprobe des Kaltband-Stahlzwischenproduktes ermittelt wird.

5. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 4, **dadurch gekennzeichnet, dass** ein einstufiges Glühverfahren (GR 1) zur Anwendung kommt, bei dem nur das erwähnte Hauben-Glühverfahren (S.2.1) mit einer interkritischen Glüh­temperatur (T2) durchgeführt wird, die oberhalb der  $A_{c1}$ -Temperatur und unterhalb einer maximalen Glüh­temperatur liegt, die durch die Gleichung  $648^\circ\text{C} - (352^\circ\text{C} * \text{dem Kohlenstoffanteil in Gew.}\%)$  definiert ist.

6. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 4, **dadurch gekennzeichnet, dass** ein zweistufiges Glühverfahren (GR 2) zur Anwendung kommt, bei dem vor dem interkritischen Hauben-Glühverfahren (S.2.2) ein vollaustenitisches Glühverfahren (S.1) angewendet wird.

7. Verfahren nach Anspruch 6, **dadurch gekennzeichnet, dass** das vollaustenitische Glühverfahren (S.1) mit einer

## EP 3 594 368 A1

Glühtemperatur ( $T_1$ ) durchgeführt wird, die oberhalb der  $A_{c3}$ -Temperatur liegt, wobei die Glühtemperatur ( $T_1$ ) vorzugsweise während einer Haltedauer ( $\Delta t$ ) gehalten wird, die mindestens 10 Sekunden und vorzugsweise zwischen 10 Sekunden und 6000 Minuten beträgt.

- 5    **8.** Verfahren nach einem der Ansprüche 6 bis 7, **dadurch gekennzeichnet, dass** ein zweistufiges Glühverfahren (GR 2) zur Anwendung kommt, bei dem zuerst ein vollaustenitisches Glühen (S.1) oberhalb der  $A_{c3}$ -Temperatur und anschließend das interkritische Hauben-Glühverfahren (S.2.2) mit einer interkritischen Glühtemperatur durchgeführt wird, die oberhalb der  $A_{c1}$ -Temperatur und unterhalb der maximalen Glühtemperatur liegt.
- 10    **9.** Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 8, **dadurch gekennzeichnet, dass** der Kohlenstoffanteil (C) im Bereich  $0,003 \text{ Gew.} \% \leq C \leq 0,08 \text{ Gew.} \%$  liegt.
- 15    **10.** Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 9, **dadurch gekennzeichnet, dass** der Mangananteil (Mn) im Bereich  $4 \text{ Gew.} \% \leq Mn \leq 10 \text{ Gew.} \%$ , insbesondere im Bereich  $5 \text{ Gew.} \% \leq Mn \leq 8 \text{ Gew.} \%$ , liegt.
- 20    **11.** Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 10, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Legierung einen Siliziumanteil (Si) im Bereich  $0 \text{ Gew.} \% \leq Si < 1 \text{ Gew.} \%$ , insbesondere im Bereich  $0,2 \text{ Gew.} \% \leq Si \leq 0,9 \text{ Gew.} \%$  umfasst.
- 25    **12.** Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 11, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Legierung einen Aluminiumanteil (Al) im Bereich  $0 \text{ Gew.} \% \leq Al < 1 \text{ Gew.} \%$ , insbesondere im Bereich  $0,01 \text{ Gew.} \% \leq Al \leq 0,7 \text{ Gew.} \%$  umfasst.
- 30    **13.** Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 12, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Legierung einen Chromanteil (Cr) im Bereich  $0 \text{ Gew.} \% \leq Cr \leq 1 \text{ Gew.} \%$  umfasst.
- 35    **14.** Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 13, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Legierung einen Schwefelanteil (S) umfasst, der weniger als 60ppm beträgt.
- 40    **15.** Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 14, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Legierung einen oder mehr als einen der folgenden Mikrolegierungsanteile umfasst:
- Titananteil (Ti),
  - Niobanteil (Nb),
  - Vanadiumanteil (V).
- 45    **16.** Verfahren nach Anspruch 15, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Mikrolegierungsanteile zusammen maximal einen Anteil von 0,15 Gew.% haben.
- 50    **17.** Stahlzwischenprodukt, das nach einem Verfahren der Ansprüche 1-5 bereitgestellt wurde, **dadurch gekennzeichnet, dass** es eine Mikrostruktur mit den folgenden Anteilen aufweist:
- einen Restaustenit-Anteil im Bereich  $\geq 10 \text{ \%}$  und  $\leq 60 \text{ \%}$ , und vorzugsweise im Bereich  $\geq 10 \text{ \%}$  und  $\leq 40 \text{ \%}$ ,
  - einen alpha-Ferrit-Anteil im Bereich  $\geq 20 \text{ \%}$  und  $\leq 90 \text{ \%}$ , und vorzugsweise im Bereich  $\geq 50 \text{ \%}$  und  $\leq 80 \text{ \%}$ , und
  - einen Zementit-Anteil im Bereich  $\geq 0 \text{ \%}$  und  $\leq 5 \text{ \%}$ .
- 55    **18.** Stahlzwischenprodukt, das nach einem Verfahren der Ansprüche 6-8 bereitgestellt wurde, **dadurch gekennzeichnet, dass** es eine Mikrostruktur mit den folgenden Anteilen aufweist:
- einen Martensit-Anteil im Bereich  $\geq 0 \text{ \%}$  und  $\leq 20 \text{ \%}$ , und vorzugsweise im Bereich  $\geq 0 \text{ \%}$  und  $\leq 10 \text{ \%}$ ,
  - einen Restaustenit-Anteil im Bereich  $\geq 10 \text{ \%}$  und  $\leq 60 \text{ \%}$ , und vorzugsweise im Bereich  $\geq 10 \text{ \%}$  und  $\leq 40 \text{ \%}$ ,
  - einen alpha-Ferrit-Anteil im Bereich  $\geq 20 \text{ \%}$  und  $\leq 90 \text{ \%}$ , und vorzugsweise im Bereich  $\geq 50 \text{ \%}$  und  $\leq 80 \text{ \%}$ , und
  - einen Zementit-Anteil im Bereich  $\geq 0 \text{ \%}$  und  $\leq 5 \text{ \%}$ .

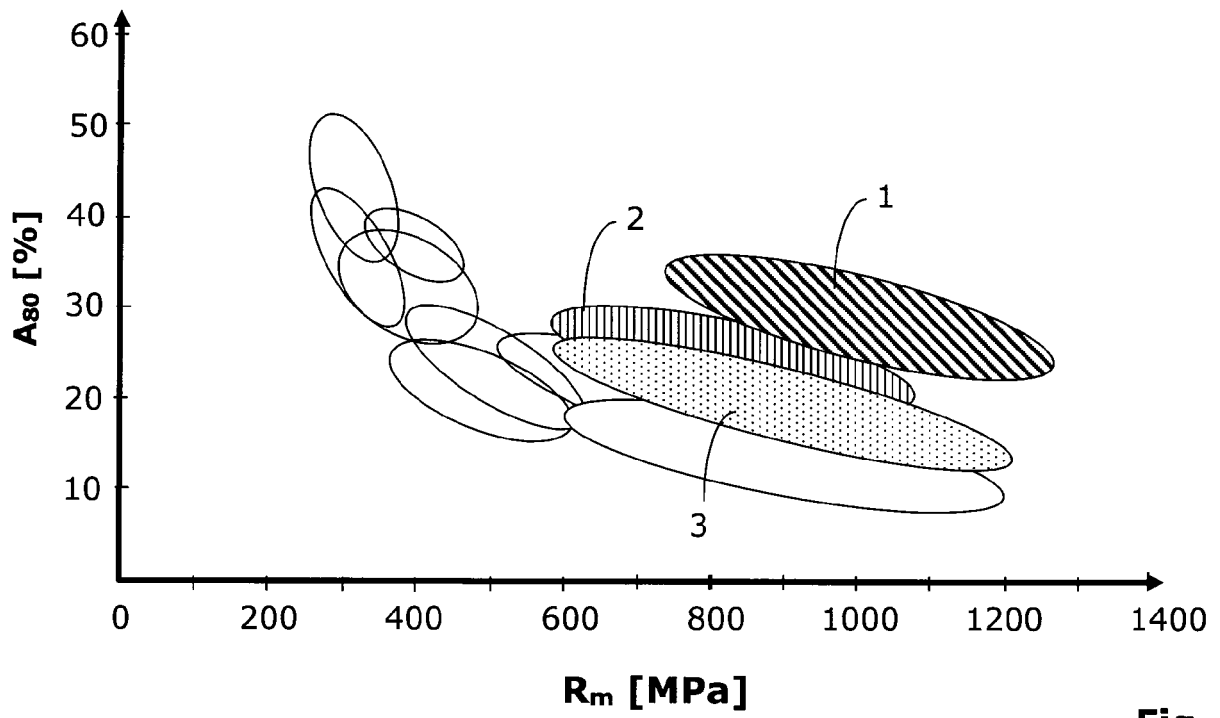


Fig. 1

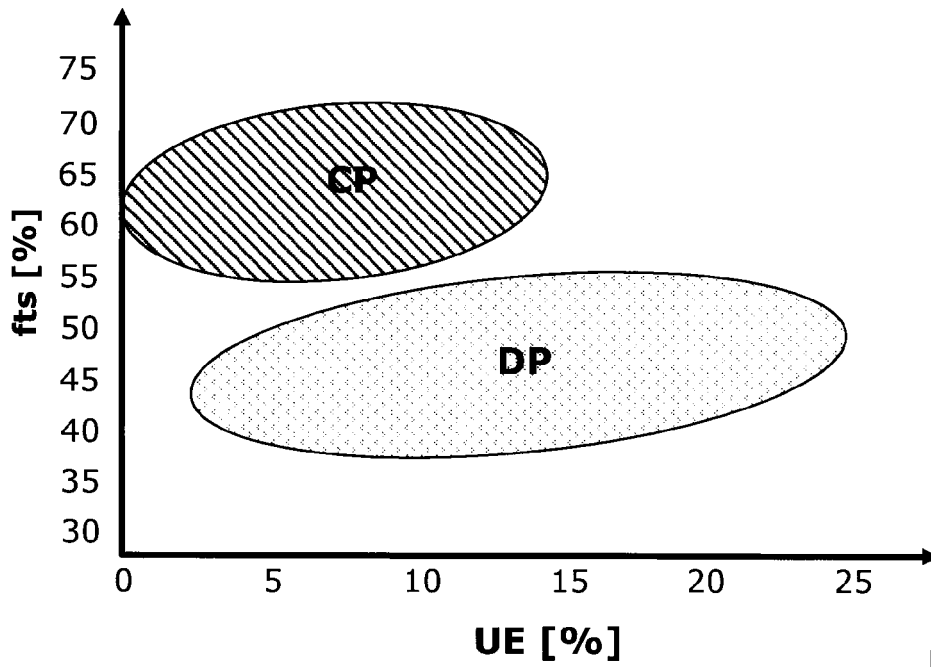


Fig. 2

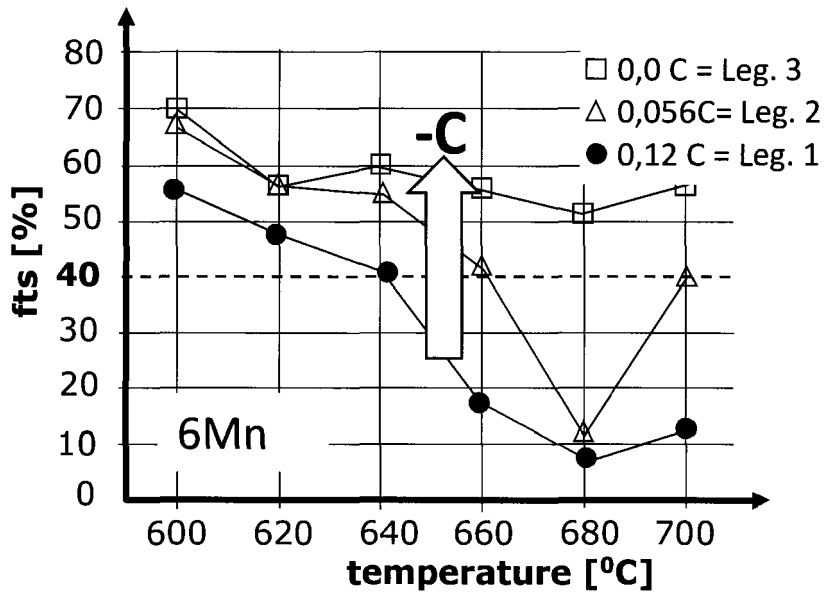


Fig. 3

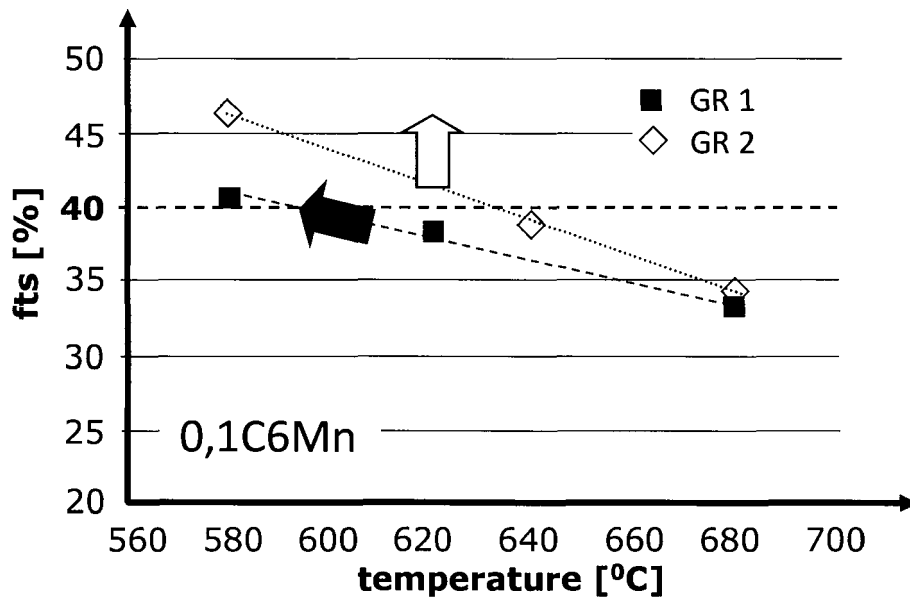


Fig. 4

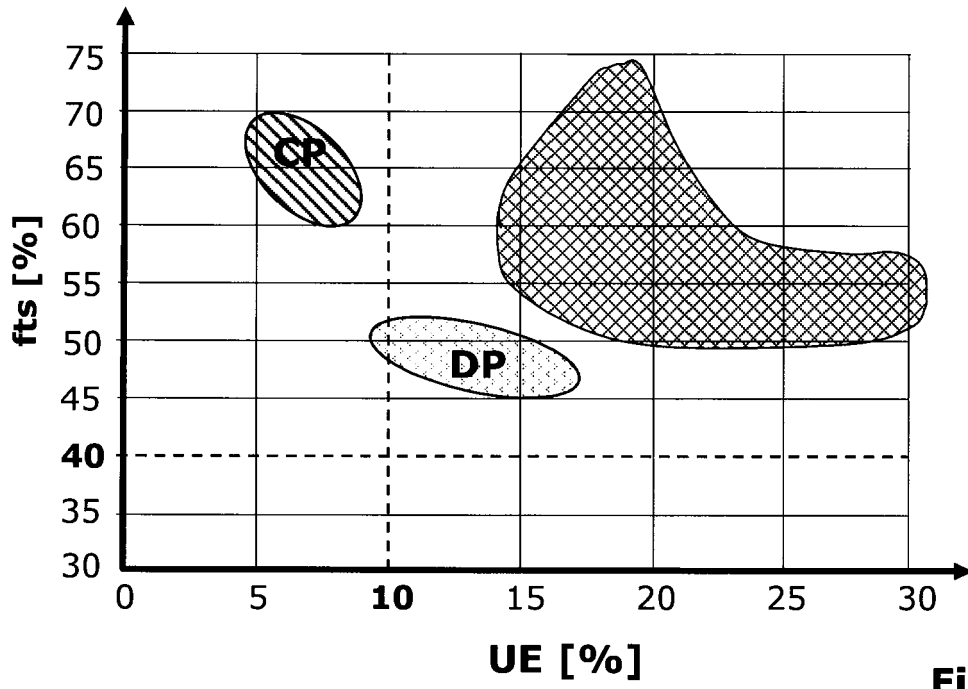


Fig. 5A

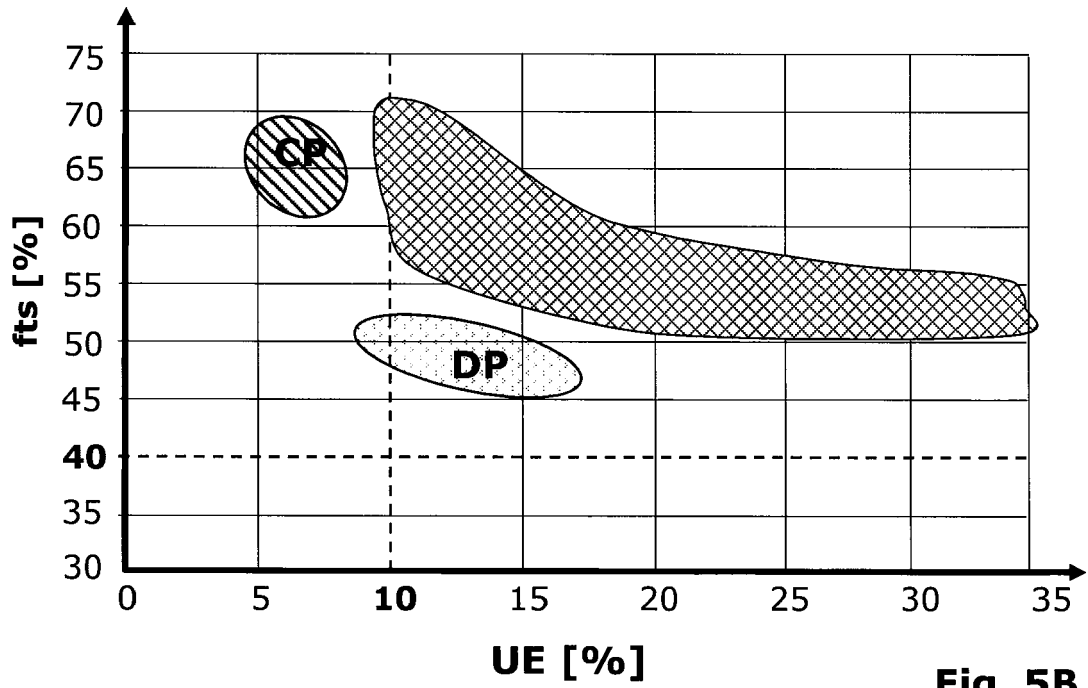


Fig. 5B

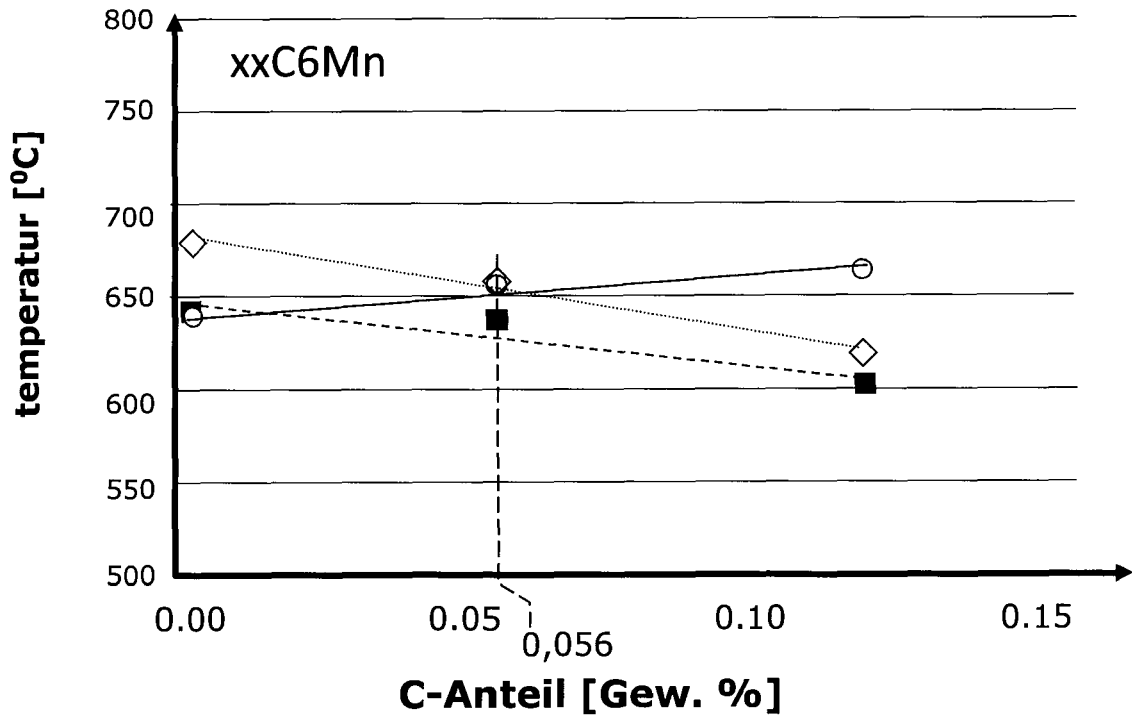


Fig. 6

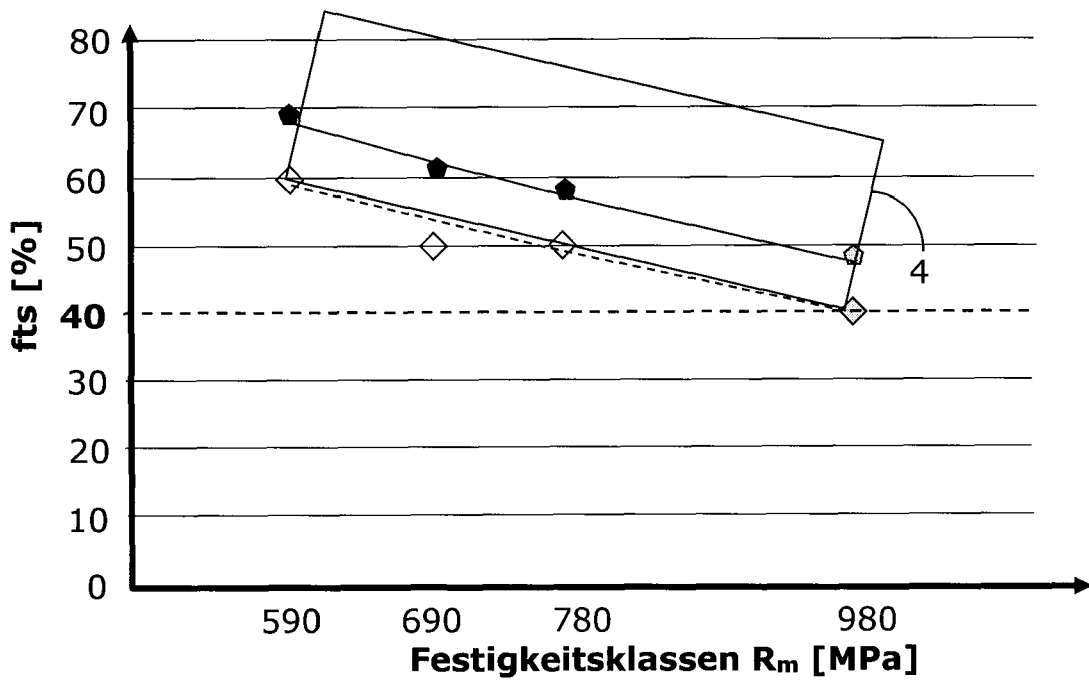


Fig. 7

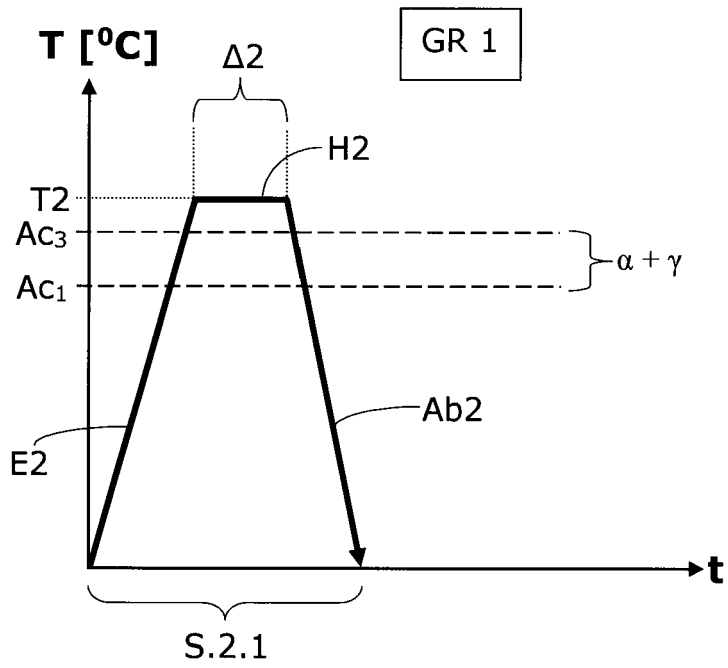


Fig. 8

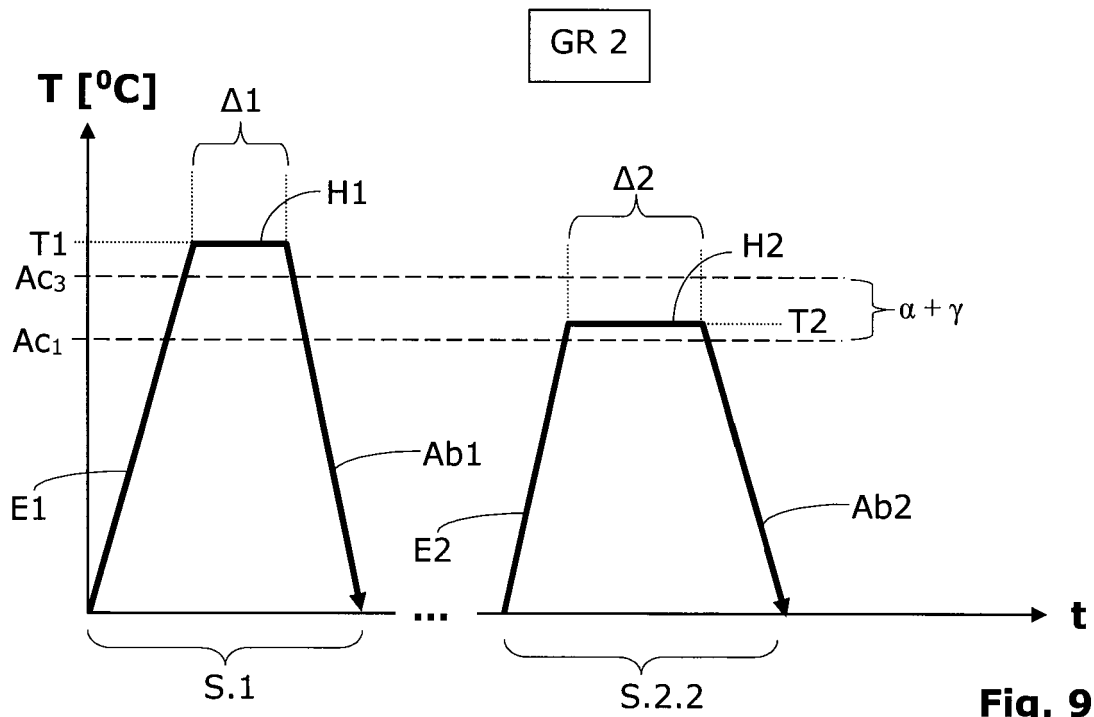


Fig. 9



EUROPÄISCHER RECHERCHENBERICHT

Nummer der Anmeldung  
EP 18 18 3501

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   | EP 3 222 734 A1 (VOESTALPINE STAHL GMBH [AT]) 27. September 2017 (2017-09-27)<br>* Absatz [0001] *<br>* Absatz [0028] - Absatz [0033] *<br>* Absatz [0043] *<br>* Absatz [0047] - Absatz [0056] *<br>* Typ 1-5, 7;<br>Tabelle 1 *<br>* Beispiele 24-26; Tabelle 2 *<br>* Abbildung 3 *<br>* Ansprüche 1-12 *  | 1-4,6-18   | INV.<br>C21D6/00<br>C21D9/46<br>C21D9/52<br>C21D1/26<br>C22C38/02<br>C22C38/04<br>C22C38/06<br>C22C38/12<br>C22C38/14<br>C22C38/18<br>C22C38/24<br>C22C38/26<br>C22C38/28<br>C22C38/38 |
| X   | CN 107 858 586 A (UNIV NORTHEASTERN) 30. März 2018 (2018-03-30)<br><br>* Absatz [0001] *<br>* Absatz [0046] - Absatz [0062] *   | 1,3,4,<br>6-8,<br>10-14,<br>17,18  |  |
| X   | GIBBS P J ET AL: "Austenite Stability Effects on Tensile Behavior of Manganese-Enriched-Austenite Transformation-Induced Plasticity Steel", METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A, SPRINGER-VERLAG, NEW YORK, Bd. 42, Nr. 12, 27. April 2011 (2011-04-27), Seiten 3691-3702, XP035069998, ISSN: 1543-1940, DOI: 10.1007/S11661-011-0687-Y<br>* "Introduction" und "Experimental Methods";<br>Seite 3691 - Seite 3693 *<br>* Tabellen 1-2 * | 1-5,<br>10-13,17   | RECHERCHIERTE SACHGEBIETE (IPC)<br><br>C21D<br>C22C  |
| Der vorliegende Recherchenbericht wurde für alle Patentansprüche erstellt   |   |  |  |
| Recherchenort<br><b>Den Haag</b>  |   | Abschlußdatum der Recherche<br><b>8. Oktober 2018</b>  | Prüfer<br><b>Neibecker, Pascal</b>   |
| KATEGORIE DER GENANNTEN DOKUMENTE<br>X : von besonderer Bedeutung allein betrachtet<br>Y : von besonderer Bedeutung in Verbindung mit einer anderen Veröffentlichung derselben Kategorie<br>A : technologischer Hintergrund<br>O : nichtschriftliche Offenbarung<br>P : Zwischenliteratur |   | T : der Erfindung zugrunde liegende Theorien oder Grundsätze<br>E : älteres Patentdokument, das jedoch erst am oder nach dem Anmeldedatum veröffentlicht worden ist<br>D : in der Anmeldung angeführtes Dokument<br>L : aus anderen Gründen angeführtes Dokument<br>.....<br>& : Mitglied der gleichen Patentfamilie, übereinstimmendes Dokument |  |

EPO FORM 1503 03/82 (P04/C03)



EUROPÄISCHER RECHERCHENBERICHT

Nummer der Anmeldung  
EP 18 18 3501

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) |
| A   | ZOU Y ET AL: "High strength-toughness combination of a low-carbon medium-manganese steel plate with laminated microstructure and retained austenite",<br>MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING: A, Bd. 707, 18. September 2017 (2017-09-18), Seiten 270-279, XP085234481, ISSN: 0921-5093, DOI: 10.1016/J.MSEA.2017.09.059<br>* "Experimental Procedure";<br>Seite 271 *<br>* Abbildung 1 * | 1-18   | RECHERCHIERTE SACHGEBIETE (IPC)    |
| A   | EP 2 703 512 A1 (JFE STEEL CORP [JP])<br>5. März 2014 (2014-03-05)<br>* Absatz [0001] *<br>* Absatz [0056] *<br>* Beispiel D; Tabelle 1 *<br>* Beispiel 20; Tabelle 2 *   | 1-18   |                                    |
| A   | LEE Y K ET AL: "Current opinion in medium manganese steel",<br>MATERIALS SCIENCE AND TECHNOLOGY, TAYLOR & FRANCIS, GB, Bd. 31, Nr. 7, 1. Januar 2015 (2015-01-01), Seiten 843-856, XP002757591, ISSN: 0267-0836, DOI: 10.1179/1743284714Y.0000000722<br>[gefunden am 2014-11-26]<br>* "Effects of initial microstructure and intercritical annealing conditions";<br>Seite 843 *        | 1-18   |                                    |
| Der vorliegende Recherchenbericht wurde für alle Patentansprüche erstellt   |   |  |                                    |
| Recherchenort<br><b>Den Haag</b>  |   | Abschlußdatum der Recherche<br><b>8. Oktober 2018</b>  | Prüfer<br><b>Neibecker, Pascal</b> |
| KATEGORIE DER GENANNTEN DOKUMENTE<br>X : von besonderer Bedeutung allein betrachtet<br>Y : von besonderer Bedeutung in Verbindung mit einer anderen Veröffentlichung derselben Kategorie<br>A : technologischer Hintergrund<br>O : nichtschriftliche Offenbarung<br>P : Zwischenliteratur |   | T : der Erfindung zugrunde liegende Theorien oder Grundsätze<br>E : älteres Patentdokument, das jedoch erst am oder nach dem Anmeldedatum veröffentlicht worden ist<br>D : in der Anmeldung angeführtes Dokument<br>L : aus anderen Gründen angeführtes Dokument<br>.....<br>& : Mitglied der gleichen Patentfamilie, übereinstimmendes Dokument |                                    |

EPO FORM 1503 03/82 (P04/C03)

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

EP 18 18 3501

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.

08-10-2018

10  
15  
20  
25  
30  
35  
40  
45  
50  
55

| Im Recherchenbericht<br>angeführtes Patentdokument | Datum der<br>Veröffentlichung | Mitglied(er) der<br>Patentfamilie | Datum der<br>Veröffentlichung |
|--|-------------------------------|-----------------------------------|-------------------------------|
| EP 3222734 A1                                      | 27-09-2017                    | EP 3222734 A1                     | 27-09-2017                    |
|  |                               | WO 2017162450 A1                  | 28-09-2017                    |
| -----  |                               |                                   |                               |
| CN 107858586 A                                     | 30-03-2018                    | KEINE                             |                               |
| -----  |                               |                                   |                               |
| EP 2703512 A1                                      | 05-03-2014                    | CN 103502496 A                    | 08-01-2014                    |
|  |                               | EP 2703512 A1                     | 05-03-2014                    |
|  |                               | JP 5825119 B2                     | 02-12-2015                    |
|  |                               | JP 2012237054 A                   | 06-12-2012                    |
|  |                               | KR 20130140183 A                  | 23-12-2013                    |
|  |                               | TW 201247898 A                    | 01-12-2012                    |
|  |                               | US 2014050941 A1                  | 20-02-2014                    |
|  |                               | WO 2012147898 A1                  | 01-11-2012                    |
| -----  |                               |                                   |                               |

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 Nicht-Patentliteratur**

- **P. LAROUCHE et al.** Reduction of cross section area at fracture in tensile test: measurement and applications for flat sheet steels. *IDDRG*, 2017 [0014]