

(19)



(11)

EP 2 453 027 A1

(12)

EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG

(43) Veröffentlichungstag:

16.05.2012 Patentblatt 2012/20

(51) Int Cl.:

C21D 6/00 (2006.01)**C22C 38/04** (2006.01)**C22C 38/08** (2006.01)**C22C 38/18** (2006.01)(21) Anmeldenummer: **11188717.0**(22) Anmeldetag: **10.11.2011**

(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• **Mastrogiacomio, Giovanni****8037 Zürich (CH)**• **Urlau, Ulrich Hugo****6010 Kriens (CH)**• **Garcia Caballero, Francisca****28040 Madrid (ES)**(30) Priorität: **10.11.2010 EP 10190719**(71) Anmelder: **Swiss Steel AG****6021 Emmenbrücke (CH)**(74) Vertreter: **Schmauder & Partner AG****Patent- & Markenanwälte VSP****Zwängiweg 7****8038 Zürich (CH)**

(72) Erfinder:

• **Roelofs, Hans****6274 Eschenbach (CH)**(54) **Warmumgeformtes Produkt und Verfahren zu dessen Herstellung**

(57) Zur Herstellung eines verbesserten Stahlprodukts wird ein Stahl mit einem Gewichtsanteil von:

0.03 bis 0.20 % Kohlenstoff (C),
 2.00 % bis 4.00 % Mangan (Mn),
 0.05 bis 2.00 % Chrom (Cr),
 0.05 bis 1.00% Nickel (Ni),
 bis zu 0.035% Phosphor (P),
 bis zu 0.5% Molybdän (Mo),
 bis zu 0.02% Stickstoff (N),
 bis zu 0.04% Aluminium (Al),
 bis zu 0.005% Bor (B),
 bis zu 0.10% Titan (Ti),
 bis zu 0.8% Silizium (Si),

der Rest Eisen sowie stahlübliche Beimengungen,

einer Warmumformung bei 900 bis 1300°C unterzogen und danach an Luft abkühlt, wobei die mittlere Austenitkorngrösse nach dem letzten Warmumformungsschritt kleiner ist als 50 µm und wobei die Abkühlung aus der Umformhitze an ruhender oder bewegter Luft so geschieht, dass der Temperaturbereich zwischen 800 und 500°C mit einer Kühlrate von 0.1 bis 8.0 K/s durchlaufen wird.

Die prozentualen Gewichtsanteile x(i) von Kohlenstoff, Mangan, Chrom, Nickel und Molybdän erfüllen dabei die folgende Bedingung:

$$700 < Bs = 1'103 - 270 \cdot x(C) - 90 \cdot x(Mn) - 70 \cdot x(Cr) - 37 \cdot x(Ni) - 83 \cdot x(Mo) < 800$$

EP 2 453 027 A1

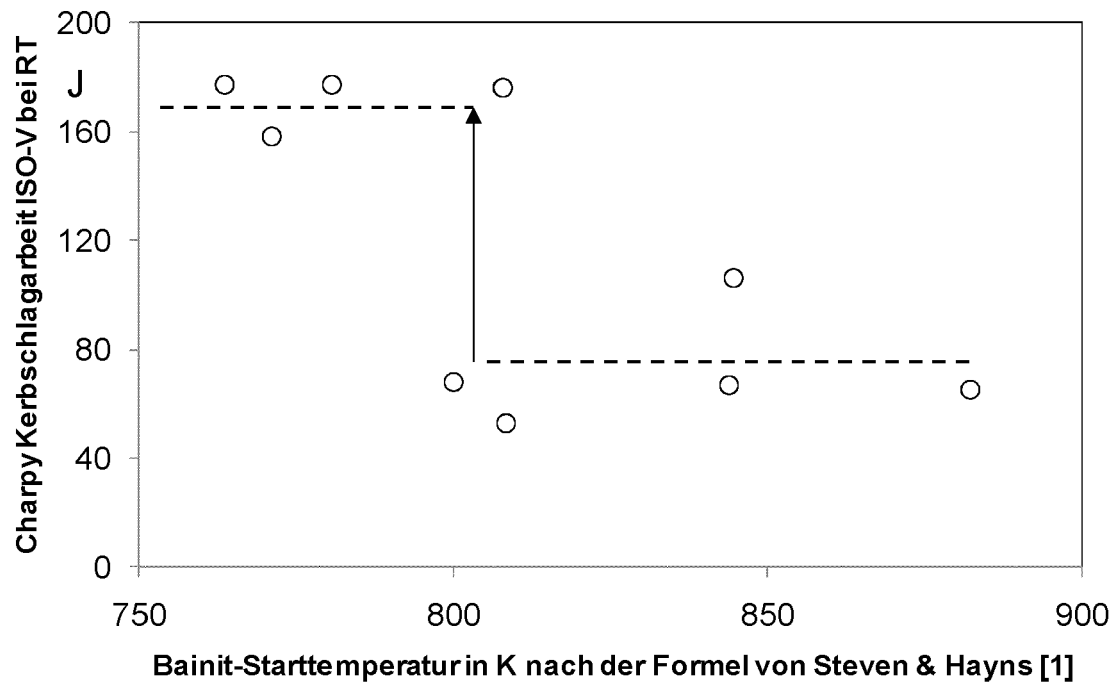


Fig. 1

BeschreibungTechnisches Gebiet

- 5 **[0001]** Die Erfindung betrifft ein Verfahren zur Herstellung eines Stahlprodukts gemäss dem Oberbegriff des Anspruchs 1 sowie ein damit herstellbares warmumgeformtes Produkt.

Stand der Technik

- 10 **[0002]** Für massive Bauteile, die dynamisch oder schlagartig beansprucht werden, sind hohe Anforderungen an die Duktilität des eingesetzten Stahls gestellt. Aus diesem Grund werden die End Eigenschaften des Werkstoffs in der Regel über eine Wärmebehandlung eingestellt. Die Vergütungsbehandlung zielt auf ein angelassenes martensitisches Stahlgefüge und erlaubt die Einstellung eines hohen Zähigkeitsniveaus bei gleichzeitig noch guter Festigkeit. Ein breit eingesetzter Vergütungsstahl ist der Werkstoff 42CrMo4. Dieser Stahl erreicht bei einer Zugfestigkeit von ca. 1'000 MPa noch eine Charpy-Kerbschlagarbeit (ISO-V bei Raumtemperatur) von 200 J.

- 15 **[0003]** Vergütungsstähle mit einem Mischgefüge aus Martensit und Bainit können ebenfalls gute Eigenschaftskombinationen aufweisen. Die WO 2007/017161 beschreibt einen solchen Stahl für dickwandige Nahtlos-Rohre (mit bis zu 30 mm Wandstärke). Nach dem Abschrecken (Abkühlrate > 30 K/s) aus der Umformhitze entsteht ein dominant martensitisches Gefüge mit bis zu 40 % Bainit. Das martensitische Gefüge weist unabhängig von der ursprünglichen Austenitkorngrösse (Primärgefüge) eine gute Kerbschlagzähigkeit auf, sobald die Martensit-Korngrösse $< 3 \mu\text{m}$ beträgt.

- 20 **[0004]** Eine weitere Absenkung der Abkühlrate (aus der Umformwärme) führt zu dominant bainitischen Gefügen. Entsprechende Patentveröffentlichungen beziehen sich insbesondere auf Schmiedeteile und Schienen. Das resultierende Bainit-Gefüge ist in der Regel sehr kerbempfindlich, so dass die Charpy-Kerbschlagzähigkeit typischerweise an Proben mit U-Kerbe ermittelt wird.

- 25 **[0005]** In EP 0 845 544 wird ein solcher mikrolegierter bainitischer Stahl mit $C \leq 0.12$ % beschrieben, der bei Raumtemperatur eine Zugfestigkeit von über 1'000 MPa aufweist. Um die gewünschten Eigenschaften zu erreichen, wird der Stahl nach der Walzung wieder austenitisiert und anschliessend mit einer Abkühlrate > 17 K/s abgeschreckt. Diese Abkühlrate liegt immer noch deutlich über denjenigen der an Luft abgekühlten Langprodukte in konventionellen Walzwerken.

- 30 **[0006]** EP 0 775 756 beschreibt einen weiteren bainitisch-martensitischen Stahl für die Herstellung von Schmiedeteilen. Nach dem Schmieden soll die Zugfestigkeit $> 1'000$ MPa betragen und die Charpy-Kerbschlagzähigkeit ISO-U ist $> 50 \text{ J/cm}^2$ (bzw. Kerbschlagarbeit ISO-U > 25 J). Die beschriebene Stahlzusammensetzung erfordert jedoch zwingend eine beschleunigte Abkühlung aus der Umformhitze, damit diese Werte erreichbar sind. Die Ausführungsbeispiele zeigen, dass die Abkühlrate > 14 K/s sein soll. Diese technische Lehre lässt sich in konventionellen Schmiede- und Warmwalzprozessen nicht anwenden. Ausserdem beschränkt sich die Umsetzung auf kleine Bauteile, bei denen auch im Kern noch grosse Kühlraten erreicht werden können.

- 35 **[0007]** JP2007 284774 beschreibt einen ähnlichen bainitischen Stahl zur Herstellung von Walzdraht, der sich durch gute Ermüdungseigenschaften und durch eine gute Kaltumformbarkeit auszeichnet. Zur Erreichung des erfindungsgemässen Gefüges wird wiederum eine beschleunigte Abkühlung aus der Umformhitze verlangt. Die Abkühlraten der Ausführungsbeispiele liegen zwischen 15 und 50 K/s. Die erreichbare Kerbschlagzähigkeit geht aus der Beschreibung nicht hervor.

- 40 **[0008]** GB 2 297 094 beschreibt einen karbid-freien bainitischen Stahl, der aus der Umformhitze an Luft abgekühlt hergestellt werden kann. Der Stahl ist für die Herstellung von Schienen konzipiert und zeichnet sich durch eine gute Verschleissbeständigkeit und ein gutes Ermüdungsverhalten aus. Die Kerbschlagzähigkeit des Werkstoffs stand bei dieser Entwicklung nicht im Vordergrund. Die Charpy-Kerbschlagarbeit ISO-V bei Raumtemperatur liegt nur bei 20 bis 40 J.

- 45 **[0009]** Der in CN 1 477 226 beschriebene Stahl kann nach der Luftabkühlung folgende Mischgefüge enthalten: granularer Bainit, unterer Bainit, Martensit, Restaustenit. Er erreicht eine Zugfestigkeit von 850 bis über 1'400 MPa. Damit eine gute Zähigkeit resultiert, muss der Stahl nach der Warmumformung jedoch nochmals wärmebehandelt (angelassen) werden. Der vorhandene Kohlenstoff wandert dann in die vorliegenden Austenitfilme, und bei einer Zugfestigkeit von ca. 900 MPa lässt sich eine Charpy-Kerbschlagzähigkeit ISO-U von über 110 J/cm^2 (oder > 55 J) erreichen.

- 50 **[0010]** Obwohl die Eigenschaften der bainitisch-martensitischen Stähle bisher vielversprechend sind, liegt bislang keine Beschreibung für die Herstellung massiver Bauteile (Durchmesser bzw. Wandstärke > 10 mm) vor, mit der

- 55
- nach Luftabkühlung aus der Umformhitze bei Raumtemperatur Charpy-Kerbschlagzähigkeiten an V-gekerbten Proben von > 100 J erreichbar sind
 - für ein breites Spektrum an Bauteil-Abmessungen bzw. Walzabmessungen konstante Eigenschaften erreicht werden können.

Darstellung der Erfindung

[0011] Aufgabe der Erfindung ist es, ein verbessertes warmumgeformtes Stahlprodukt sowie ein Verfahren zu dessen Herstellung bereitzustellen, mit dem insbesondere die obigen Nachteile vermieden werden.

[0012] Gelöst werden diese Aufgaben durch das im Anspruch 1 definierte Verfahren sowie durch das im Anspruch 5 definierte warmumgeformte Stahlprodukt.

[0013] Die nachfolgenden Gehaltsangaben in Prozent (%) bzw. in Teilen pro Million ("parts per million, ppm") beziehen sich - sofern nicht ausdrücklich anders angegeben - auf Gewichtsanteile.

[0014] Beim erfindungsgemässen Verfahren zur Herstellung eines Stahlprodukts wird ein Stahl mit einem Gewichtsanteil von:

0.03 bis 0.20 % Kohlenstoff (C),
 2.00 % bis 4.00 % Mangan (Mn),
 0.05 bis 2.00 % Chrom (Cr),
 0.05 bis 1.00% Nickel (Ni),
 bis zu 0.035% Phosphor (P),
 bis zu 0.5% Molybdän (Mo),
 bis zu 0.02% Stickstoff (N),
 bis zu 0.04% Aluminium (Al),
 bis zu 0.005% Bor (B),
 bis zu 0.10% Titan (Ti),
 bis zu 0.8% Silizium (Si),

der Rest Eisen sowie stahlübliche Beimengungen,

einer Warmumformung bei 900 bis 1300°C unterzogen und danach an Luft abkühlt, wobei die mittlere Austenitkorngrösse nach dem letzten Warmumformungsschritt kleiner ist als 50 µm und wobei die Abkühlung aus der Umformhitze an ruhender oder bewegter Luft so geschieht, dass der Temperaturbereich zwischen 800 und 500°C mit einer Kühlrate von 0.1 bis 8.0 K/s durchlaufen wird.

[0015] Besonders bevorzugt wird die Abkühlung aus der Umformhitze so durchgeführt, dass der Temperaturbereich zwischen 600 und 400°C mit einer Kühlrate von 0.1 bis 4.0 K/s durchlaufen wird.

[0016] Die prozentualen Gewichtsanteile x(i) von Kohlenstoff, Mangan, Chrom, Nickel und Molybdän erfüllen dabei die folgende Bedingung:

$$700 < Bs = 1'103 - 270 \cdot x(C) - 90 \cdot x(Mn) - 70 \cdot x(Cr) - 37 \cdot x(Ni) - 83 \cdot x(Mo) < 800$$

[0017] Hierdurch wird erreicht, dass nach Luftabkühlung aus einem Temperaturbereich von 900 bis 1'300°C folgende Gefügebestandteile vorliegen:

60 bis 95% unterer Bainit,
 bis zu 10% granularer oder oberer Bainit,
 bis zu 40% Martensit,
 bis zu 20% Restaustenit, und
 bis zu 2% Ferrit.

[0018] Die in obiger Bedingung verwendete Masszahl Bs entspricht einem an sich bekannten Erfahrungsansatz für die Bainit-Starttemperatur in Kelvin [W. Steven, and A.J. Haynes, JISI 183, pp. 349-359 (1956)].

[0019] Bei dem erfindungsgemäss hergestellten Produkt sind die Legierungskomponenten so gewählt, dass bei üblichen Abkühlraten aus der Walzhitze von 0.1 bis 8.0 K/s immer ein bainitisch-martensitisches Gefüge mit Zugfestigkeitsniveau von 900 bis 1'400 MPa resultiert, ohne dass kostspielige Legierungselemente und/oder spezielle Einrichtungen zur beschleunigten Abkühlung aus der Walzhitze verwendet werden müssen. Die Charpy-ISO-V Kerbschlagarbeit bei Raumtemperatur ist > 100 J.

[0020] Durch die untere Begrenzung des Kohlenstoffgehalts auf 0.03 Gew.-% wird in Kombination mit Mangan, Chrom und Molybdän sichergestellt, dass keine Ferritanteile im Gefüge vorliegen. Ferritanteile beeinträchtigen sowohl das Festigkeitsniveau wie auch die Kerbschlagzähigkeit des Produkts.

[0021] Durch die obere Begrenzung des Kohlenstoffs auf 0.20 Gew.-% wird gewährleistet, dass die Zugfestigkeit nicht über 1'400 MPa ansteigt. Höhere Festigkeitswerte verschlechtern die Bearbeitbarkeit im nachgelagerten Ziehprozess

oder Zerspanungsprozess. Höhere Kohlenstoffgehalte fördern ausserdem die Bildung von Karbiden, was die Duktilität nachteilig beeinflusst.

[0022] Die untere Begrenzung in Mangan auf 2.00 Gew.-% stellt sicher, dass eine Bainitstarttemperatur unter 800 K ohne teure Legierungszusätze erreichbar ist. Diese tiefe Bainitstarttemperatur gewährleistet ein feines Stahlgefüge, welches dominant aus unterem Bainit besteht. Gemäss einer bevorzugten Ausführungsform wird ein Mangangehalt von mindestens 2.55 Gew.-% verwendet. Insbesondere bewährt es sich, einen Mangangehalt von mindestens 2.80 Gew.-%, beispielsweise ungefähr 3.0 Gew.-% zu verwenden.

[0023] Eine weitere Zugabe von Mangan senkt die Bainit-Starttemperatur nochmals ab. Das Bainitgebiet engt sich ein und der resultierenden Bainitanteil nimmt zugunsten von Restaustenit und Martensit ab. Bei Überschreitung der oberen Begrenzung in Mangan liegt das gewünschte bainitische Gefüge nicht mehr vor. Das Gefüge wird dann dominant martensitisch sein.

[0024] Molybdän unterdrückt die Korngrenzensegregation von verspröden Elementen wie Phosphor. Eine Zugabe von mindestens 0.15 Gew.-% Molybdän verbessert somit die Anlassbeständigkeit des Stahls. Falls keine nachgelagerte Wärmebehandlung stattfindet, ist die Zugabe von Molybdän nicht zwingend erforderlich.

[0025] Ein Molybdängehalt über 0.5 Gew.-% fördert die Bildung von kohlenstoffreichen Martensitinseln. Diese führen zu einer markanten Verschlechterung der Zähigkeit des Stahls. Aus diesem Grund soll der Molybdängehalt maximal 0.5 Gew.-% betragen. Vorteilhafterweise weist das warmumgeformte Stahlprodukt einen Molybdängehalt von 0.15 bis 0.50 Gew.-% auf.

[0026] Chrom kann an Stelle von Mangan zulegiert werden, um die Bainitstarttemperatur einzustellen. Die Verwendung von Chrom ist jedoch kostspieliger als die Verwendung von Mangan. Da Mangan stark seigert, kann es für gewisse Anwendungen dennoch sinnvoll sein, einen Teil des Mangans durch Chrom zu ersetzen. Da Chrom das Risiko für die Bildung von chromreichen Nitriden und Karbiden erhöht, was zu einer Verschlechterung der Zähigkeit führen kann, wird der Chromgehalt auf 2.0 Gew.-% begrenzt.

[0027] Die Zugabe von Silizium ist nicht notwendig, um die gewünschten Eigenschaften zu erreichen. Eine dosierte Zugabe von Silizium unterdrückt die Karbidbildung. Eine bevorzugte Ausführung des erfindungsgemäss hergestellten Produkts enthält deshalb 0.40 bis 0.80 Gew.-% Silizium.

[0028] Nickel verbessert die Charpy-Kerbschlagzähigkeit bei tiefen Temperaturen. In der Regel reichen die Eigenschaften auch ohne Nickelzugabe aus. Aus Kostengründen wird der Nickelgehalt auf 1.0 Gew.-% begrenzt.

[0029] Die Zugabe von Aluminium ist für die erfindungsgemässe Herstellung des Produkts nicht zwingend. Falls eine spätere Wärmebehandlung des Produkts, z.B. eine Einsatzhärtung zur Einstellung einer verschleissfesten Oberfläche, notwendig ist, dann kann die Austenitkornstabilität über eine Aluminiumzugabe gewährleistet werden. In diesem Fall sind Aluminiumgehalte von 0.02 bis 0.04 Gew.-% üblich.

[0030] Phosphor ist ein Stahlschädling. Es geht an die Austenitkorngrenzen und schwächt das Gefüge. Aus diesem Grund wurde der Phosphorgehalt auf 0.035 Gew.-% begrenzt.

[0031] Da sich schon geringfügige Ferritanteile negativ auf die Kerbschlagzähigkeit auswirken können, soll die Ferritbildung möglichst vermieden werden. Durch eine ausreichend schnelle Abkühlung des warmumgeformten Produkts kann dies gewährleistet werden. Falls die Abkühlrate nicht ausreicht, kann zusätzlich eine Zugabe von Bor vorgesehen werden. Bor geht an die Austenitkorngrenzen und unterdrückt die Ferritbildung. In diesem Fall ist einen Borgehalt 10 bis 50 ppm ausreichend.

[0032] Eine Zugabe von 0.03 bis 0.10 Gew.-% Titan stellt sicher, dass der im flüssigen Stahl gelösten Stickstoff von bis zu 0.02 Gew.-% während der Erstarrung des Stahls in Form von Titankarbonitriden ausgeschieden wird. Dies ist die Voraussetzung dafür, dass elementares Bor an die Austenitkorngrenzen gelangen kann und nicht in Form von Bornitriden vorliegt. Falls kein Bor zulegiert wird, muss keine Titanzugabe vorgesehen werden.

[0033] Die chemische Zusammensetzung des Stahls ist so zu wählen, dass nach der Abkühlung an Luft ein Gefüge entsteht, welches dominant aus unterem Bainit besteht. Dies wird bevorzugt dadurch erreicht, dass die Bainit-Starttemperatur B_s niedrig genug eingestellt wird. Aus diesem Grund soll die B_s -Temperatur nicht mehr als 800 K betragen. Die tiefe Umwandlungstemperatur gewährleistet eine sehr feine Gefügestruktur, was für die Erreichung der hohen Kerbschlagzähigkeit entscheidet ist.

[0034] Eine ausreichend feine Gefügestruktur ist erreicht, wenn die mittlere Korngrösse des dominant bainitischen Sekundärgefüges kleiner ist als 5 μm . Die Korngrösse ist dabei über den linearen Abstand zwischen Korngrenzen definiert. Die kristallografische Orientierung an der Korngrenze soll sich um mehr als 15° ändern.

[0035] Eine zu tief gewählte B_s -Temperatur verlangsamt die Kinetik der Bainitbildung. Es entsteht deutlich weniger Bainit und das Gefüge wird dominant martensitisch. Die B_s -Temperatur soll deshalb über 700 K liegen. Damit sich möglichst viel Bainit einstellt, ist die Bainitstarttemperatur bevorzugt zwischen 750 und 800 K zu wählen.

[0036] Der Austenit wird während der Gefügemwandlung nicht vollständig in Bainit umgewandelt. Damit die Eigenschaften des unteren Bainits dominieren, soll jedoch mindestens 60% des Gefüges aus unterem Bainit bestehen.

[0037] Der Austenit, der sich während der Abkühlung aus der Warmumformung nicht in Bainit umwandelt, ist entweder über einen ausreichenden Kohlenstoffgehalt stabilisiert oder er wandelt sich bei tieferen Temperaturen in Martensit um.

Bei einem mittleren Kohlenstoffgehalt im Stahl von 0.05 Gew.-% wird im Gefüge voraussichtlich kein Restaustenit vorliegen und der resultierende Martensitanteil kann bis zu 40% betragen.

[0038] Bei einem Kohlenstoffgehalt von 0.2 Gew.-% wird ein Teil des Austenits während der Abkühlung aus der Warmumformung stabilisiert. Es können noch 20% Restaustenit im Endprodukt vorliegen.

[0039] Da der Mangangehalt des Stahls über 2.0 Gew.-% beträgt, ist mit einer mikroskopisch ungleichmässigen Manganverteilung im grosstechnisch hergestellten Produkt zu rechnen (Seigerungszone). Aus diesem Grund kann das Umwandlungsverhalten des Austenits während der Abkühlung aus der Warmumformung lokal variieren. So können vereinzelte Körner aus Ferrit, granularem Bainit oder oberem Bainit nicht gänzlich ausgeschlossen werden. Solange deren Bestandteile gering sind, werden sie die guten Eigenschaften des Produkts nicht beeinträchtigen. Deshalb sind bis zu 10 % granularer oder oberer Bainit und bis zu 2 % Ferrit für das erfindungsgemäss hergestellte Produkt zulässig.

Kurze Beschreibung der Zeichnungen

[0040] Ausführungsbeispiele der Erfindung werden nachfolgend anhand der Zeichnungen näher beschrieben, dabei zeigen:

Fig. 1 die Abhängigkeit der ISO-V-Kerbschlagarbeit von der Bainit-Starttemperatur;

Fig. 2 ein Gefügebild (Ätzmittel: LePera) für einen 18 mm Stabstahl aus Stahl 1;

Fig. 3 ein Gefügebild (Ätzmittel: LePera) für einen 18 mm Stabstahl aus Stahl 2;

Fig. 4 ein Gefügebild (Ätzmittel: LePera) für einen 18 mm Stabstahl aus Stahl 6;

Fig. 5 ein Gefügebild (Ätzmittel: LePera) für einen 18 mm Stabstahl aus Stahl 7;

Fig. 6 Gefügebilder bei 3000X Vergrösserung im hochauflösenden Rasterelektronenmikroskop: oben Stahl 6 und unten Stahl 7, und

Fig. 7 das Ergebnis einer EBSD-Untersuchung am Beispiel von Stahl 7; die Sekundär-Korngrössen wurden entlang den Linien d1, d2 und d3 ausgewertet; die mittlere Korngrösse beträgt $4.51 \mu\text{m}$ ($\pm 1.09 \mu\text{m}$).

Wege zur Ausführung der Erfindung

[0041] Die entscheidenden Zusammenhänge wurden bei Versuchen an Laborschmelzen entdeckt. Es wurden Stahlblöcke von $\varnothing 100 \times 400 \text{ mm}$ gefertigt und zu $\varnothing 50 \text{ mm}$ Rundknüppel ausgeschmiedet. Zur Simulation einer Walzung in einem konventionellen Warmwalzwerk wurden die Knüppel in 8 Stichen auf $\varnothing 18 \text{ mm}$ ausgewalzt:

[0042] Die Endwalztemperatur bei der letzten Warmumformung war $1'040$ bis $1'060^\circ\text{C}$. Zur Simulation der Abkühlung bei dünnen Drähten wurde zwischen 900 und 600°C eine beschleunigte Luftabkühlung mit einer Kühlrate von ca. 5.5 K/s eingestellt. Während der Gefügeumwandlung unter 600°C wurden die Stäbe an ruhender Luft abgekühlt.

[0043] Die an neun Schmelzen ermittelten Charpy-Kerbschlagwerte bei Raumtemperatur sind in Fig. 1 in Abhängigkeit von der Bainit-Starttemperatur B_s (ermittelt nach Steven & Hayns) dargestellt. Es wurde entdeckt, dass die Schmelzen mit $B_s < 800 \text{ K}$ immer eine gute Kerbschlagzähigkeit aufweisen.

[0044] In den Versuchsschmelzen wurden Kohlenstoff, Mangan, Molybdän verwendet, um die B_s -Temperatur einzustellen. Es wurde kein Chrom und Nickel legiert. Die gemessenen Chrom- und Nickelgehalte (als Begleitelemente bzw. Verunreinigungen im Stahl) lagen zwischen 0.05 und 0.09 Gew.-%.

[0045] Die drei erfindungsgemässen Stähle ("Stähle 7 bis 9") sind den sechs nicht-erfindungsgemässen Stählen ("Stähle 1 bis 6") in den Tabellen 1 und 2 gegenübergestellt. Der wesentliche Unterschied zwischen den erfindungsgemässen und den nicht-erfindungsgemässen Stählen besteht in der Feinheit und in der Morphologie der Mikrostruktur. Diese wird über die chemische Zusammensetzung des Stahls, gemäss B_s (in K) = $1103 - 270\text{C} - 90\text{Mn} - 70\text{Cr} - 37\text{Ni} - 83\text{Mo} < 800 \text{ K}$ eingestellt. Ausgewählte Gefügebilder sind in Fig. 2 bis 5 dargestellt.

[0046] Stahl 1 besteht dominant aus einem grobkörnigen granularen Bainit (Fig. 2). Vereinzelt wurden auch Ferritkörner gefunden. Die Zugfestigkeit R_m ist entsprechend niedrig. Die ISO-V-Kerbschlagarbeit bei Raumtemperatur fällt unter 100 J .

[0047] Die Eigenschaften und die Mikrostruktur des nicht-erfindungsgemässen Stahls 2 sind ähnlich zu Stahl 1. Die Bainit-Starttemperatur ist etwas niedriger und das Gefüge ist entsprechend etwas feiner (Fig. 3). Das Gefüge besteht dominant aus einem karbid-freien granularen Bainit. Die quantitative Gefügeanalyse (mittels Röntgendiffraktion für Austenit und quantitative REM-Analyse für Ferrit, Bainit und M/A-Phasenanteile) ergab folgende Gefügezusammenset-

zung: 80 % Bainit (dominant granular), 17 % Martensit und 3 % Restaustenit.

[0048] Bei weiterer Absenkung der Bainit-Starttemperatur ändert die Gefügestruktur von granularem Bainit zu lattenförmigem unterem Bainit. Bereits im Schliffbild (LOM) des nicht-erfindungsgemässen Stahls 6 ist die deutlich feinere Gefügestruktur zu erkennen (Fig. 5). Die Festigkeit steigt im Vergleich zu den Stählen 1 und 2 markant an, aber die Kerbschlagzähigkeit bleibt niedrig. Grund für die unbefriedigende Zähigkeit sind grobe Körner aus granularem, oberem Bainit, die in einer Matrix aus feinem unteren Bainit eingelagert sind. Das Gefüge besteht zu 87 % aus Bainit, 10 % aus Martensit und 3 % Restaustenit.

[0049] Aufgrund der vorliegenden Körner aus granularem Bainit ist die Gefügestruktur nicht so fein, wie sie im LOM oder auch im Rasterelektronenmikroskop erscheint.

[0050] Um die Feinheit der Struktur sichtbar zu machen wurden EBSD-Untersuchungen ("Electron Back Scattering Diffraction") durchgeführt. Mit dieser Methode werden die kristallografische Orientierungen in der Mikrostruktur gemessen. Eine Korngrenze liegt vor, wenn sich die kristallografische Orientierung um mehr als 15° ändert. Die mittlere lineare Ausdehnung der Körner kann so bestimmt werden. Für Stahl 6 ist die mittlere Korngrösse 10.1 µm (± 0.93 µm).

[0051] Fig. 7 zeigt das Gefüge des erfindungsgemässen Stahls 7 im Vergleich zum Stahl 6. Das Gefüge ist bei Stahl 7 nochmals feiner geworden. Die quantitative Analyse gibt folgende Gefügezusammensetzung: 70 bis 72 % unterer Bainit und 28 bis 30 % selbstangelassener Martensit. Grobe Gefügebestandteile wie Ferrit oder granularer oberer Bainit fehlen. Die mittels EBSD bestimmte mittlere Korngrösse ist entsprechend klein. Sie liegt bei 4.51 µm (± 1.09 µm) und ist somit nur halb so gross wie bei Stahl 6.

[0052] Die erfindungsgemässen Stähle repräsentieren eine Stahlzusammensetzung mit hoher Festigkeit (ca. 1'000 MPa) und Zähigkeit (ISO-V bei Raumtemperatur ist 150 bis 200 J):

- Sie können mit konventioneller Walz- und Schmiedetechnologie hergestellt werden. Eine Feinung des Primärgefüges durch Absenkung der Temperatur im letzten Umformschritt unterhalb der Rekristallisations-Stopptemperatur ist nicht zwingend gefordert. Im Ausführungsbeispiel liegt eine Austenitkorngrösse von ca. 30 µm vor.
- Die Eigenschaften werden bei tiefen Abkühlraten erreicht (hier an ruhender Luft), so dass massive Bauteile daraus gefertigt werden können (im Beispiel 18 mm Walzstahl). Die Abkühlrate entspricht der Herstellung von Stabstahl im Durchmesserbereich von 40 bis 50 mm.
- Die Eigenschaften werden direkt aus der Warmumformung erreicht. Eine nachgelagerte Wärmebehandlung (z.B. ein Anlassen) ist nicht zwingend notwendig.
- Der Einsatz von teuren Legierungsmitteln (wie Mikrolegierungsmittel oder Nickel und Molybdän) ist nicht zwingend notwendig.

Tab. 1 Analysen und Bainit-Starttemperaturen

	C	Si	Mn	Mo	Bs**-Temp.
	%	%	%	%	K
Stahl 1	0.10	0.05	2.1	0.0	882
Stahl 2	0.10	0.05	2.5	0.0	845
Stahl 3	0.09	0.56	2.4	0.2	844
Stahl 4	0.10	0.06	2.9	0.0	808
Stahl 5	0.05	0.09	2.9	0.2	808
Stahl 6	0.10	0.05	3.0	0.0	800
Stahl 7*	0.11	0.05	3.0	0.2	781
Stahl 8*	0.04	0.58	3.1	0.0	771
Stahl 9*	0.09	0.11	3.3	0.18	764
*erfindungsgemässer Stahl					
** gerechnet mit der Formel nach Steven und Haynes (W. Steven, and A.J. Haynes, JISI 183, pp. 349-359 (1956))					
Die Begleitelemente Cr und Ni variieren zwischen 0.05 und 0.09 Gew.-%. Die Messwerte wurden für die Berechnung von Bs verwendet.					

Tab. 2 Eigenschaften

	Bs** Temp.	Korn- grösse d _B	ISO-V	A5	Rp0.2	Rm
	K	μm	J	%	MPa	MPa
Stahl 1	882		65	20	441	657
Stahl 2	845	9.8	106	20	465	711
Stahl 3	844		67	16	631	895
Stahl 4	808		53	14	690	990
Stahl 5	808		178	15	629	831
Stahl 6	800	10.1	68	16	586	825
Stahl 7*	781	4.5	177	15	679	938
Stahl 8*	771		158	16	592	825
Stahl 9*	764		177	14	777	1068
*erfindungsgemässer Stahl						
** gerechnet mit der Formel nach Steven und Haynes						

Patentansprüche

1. Verfahren zur Herstellung eines Stahlprodukts, wobei man einen Stahl mit einem Gewichtsanteil von

0.03 bis 0.20 % Kohlenstoff (C),
 2.00 % bis 4.00 % Mangan (Mn),
 0.05 bis 2.00 % Chrom (Cr),
 0.05 bis 1.00% Nickel (Ni),
 bis zu 0.035% Phosphor (P),
 bis zu 0.5% Molybdän (Mo),
 bis zu 0.02% Stickstoff (N),
 bis zu 0.04% Aluminium (Al),
 bis zu 0.005% Bor (B),
 bis zu 0.10% Titan (Ti),
 bis zu 0.8% Silizium (Si),

der Rest Eisen sowie stahlübliche Verunreinigungen,
einer Warmumformung bei 900 bis 1300°C unterzieht, und danach an Luft abkühlt, wobei die mittlere Austenitkorngrösse nach dem letzten Warmumformungsschritt kleiner ist als 50 µm und wobei die Abkühlung aus der Umformhitze an ruhender oder bewegter Luft so geschieht, dass der Temperaturbereich zwischen 800 und 500°C mit einer Kühlrate von 0.1 bis 8.0 K/s durchlaufen wird,

dadurch gekennzeichnet, dass

die prozentualen Gewichtsanteile x(i) von Kohlenstoff, Mangan, Chrom, Nickel und Molybdän die folgende Bedingung erfüllen:

$$700 < Bs = 1'103 - 270 \cdot x(C) - 90 \cdot x(Mn) - 70 \cdot x(Cr) - 37 \cdot x(Ni) - 83 \cdot x(Mo) < 800$$

wobei ein Stahlprodukt mit folgenden Gefügebestandteilen gebildet wird:

60 bis 95% unterer Bainit,
bis zu 10% granularer oder oberer Bainit,
bis zu 40% Martensit,
bis zu 20% Restaustenit, und
bis zu 2% Ferrit.

2. Verfahren nach Anspruch 1, wobei der prozentuale Gewichtsanteil von Mangan mindestens 2.55% beträgt.
3. Verfahren nach Anspruch 1 oder 2, wobei die Abkühlung aus der Umformhitze an ruhender oder bewegter Luft so geschieht, dass der Temperaturbereich zwischen 600 und 400°C mit einer Kühlrate von 0.1 bis 4.0 K/s durchlaufen wird.
4. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 3, wobei die prozentualen Gewichtsanteile x von Kohlenstoff, Mangan, Chrom, Nickel und Molybdän die Bedingung erfüllen:

$$750 < Bs = 1'103 - 270 \cdot x(C) - 90 \cdot x(Mn) - 70 \cdot x(Cr) - 37 \cdot x(Ni) - 83 \cdot x(Mo) < 800.$$

5. Warmumgeformtes Stahlprodukt, herstellbar mit einem Verfahren nach einem der vorangehenden Ansprüche, mit einem Gewichtsanteil von 0.03 bis 0.20 % Kohlenstoff (C),

2.00 % bis 4.00 % Mangan (Mn),
0.05 bis 2.00 % Chrom (Cr),
0.05 bis 1.00% Nickel (Ni),
bis zu 0.035% Phosphor (P),
bis zu 0.5% Molybdän (Mo),
bis zu 0.02% Stickstoff (N),
bis zu 0.04% Aluminium (Al),
bis zu 0.005% Bor (B),
bis zu 0.10% Titan (Ti),
bis zu 0.8% Silizium (Si),
der Rest Eisen sowie stahlübliche Verunreinigungen,
wobei die prozentualen Gewichtsanteile x von Kohlenstoff, Mangan, Chrom, Nickel und Molybdän die folgende Bedingung erfüllen:

$$700 < Bs = 1'103 - 270 \cdot x(C) - 90 \cdot x(Mn) - 70 \cdot x(Cr) - 37 \cdot x(Ni) - 83 \cdot x(Mo) < 800$$

wobei das Stahlprodukt folgende Gefügebestandteile aufweist:

60 bis 95% unterer Bainit,
bis zu 10% granularer oder oberer Bainit,
bis zu 40% Martensit,

bis zu 20% Restaustenit, und
bis zu 2% Ferrit.

6. Warmumgeformtes Stahlprodukt nach Anspruch 5, wobei die mittlere Korngrösse des dominant bainitischen Sekundärgefüges kleiner ist als 5 μm .

7. Warmumgeformtes Stahlprodukt nach Anspruch 5 oder 6, wobei die prozentualen Gewichtsanteile x von Kohlenstoff, Mangan, Chrom, Nickel und Molybdän die Bedingung erfüllen:

$$750 < Bs = 1'103 - 270 \cdot x(\text{C}) - 90 \cdot x(\text{Mn}) - 70 \cdot x(\text{Cr}) - 37 \cdot x(\text{Ni}) - 83 \cdot x(\text{Mo}) < 800.$$

8. Warmumgeformtes Stahlprodukt nach einem der Ansprüche 5 bis 7, mit folgenden Gefügebestandteilen:

60 bis 95% unterer Bainit,
bis zu 10% granularer oder oberer Bainit,
bis zu 30% Martensit,
bis zu 5% Restaustenit, und
bis zu 2% Ferrit.

9. Warmumgeformtes Stahlprodukt nach einem der Ansprüche 5 bis 8, wobei der Siliziumgehalt 0.40 bis 0.80 Gew.-% beträgt.

10. Warmumgeformtes Stahlprodukt nach einem der Ansprüche 5 bis 9, wobei der Borgehalt 10 bis 50 ppm beträgt.

11. Warmumgeformtes Stahlprodukt nach einem der Ansprüche 5 bis 10, wobei der Titangehalt 0.03 bis 0.10 Gew.-% beträgt.

12. Warmumgeformtes Stahlprodukt nach einem der Ansprüche 5 bis 11, mit einer Mindest-Wandstärke bzw. Mindest-Durchmesser von 10 mm.

13. Warmumgeformtes Stahlprodukt nach einem der Ansprüche 5 bis 12, mit einer Charpy-Kerbschlagzähigkeit ISO-V bei Raumtemperatur von über 100 J.

14. Warmumgeformtes Stahlprodukt nach einem der Ansprüche 5 bis 13, mit einer Zugfestigkeit R_m bei Raumtemperatur von 800 bis 1400 MPa.

15. Verwendung eines warmumgeformten Produkts nach einem der Ansprüche 5 bis 14 für die Verarbeitung in einer Presse zur Herstellung von Kaltfliesspress- oder Kaltstauchteilen.

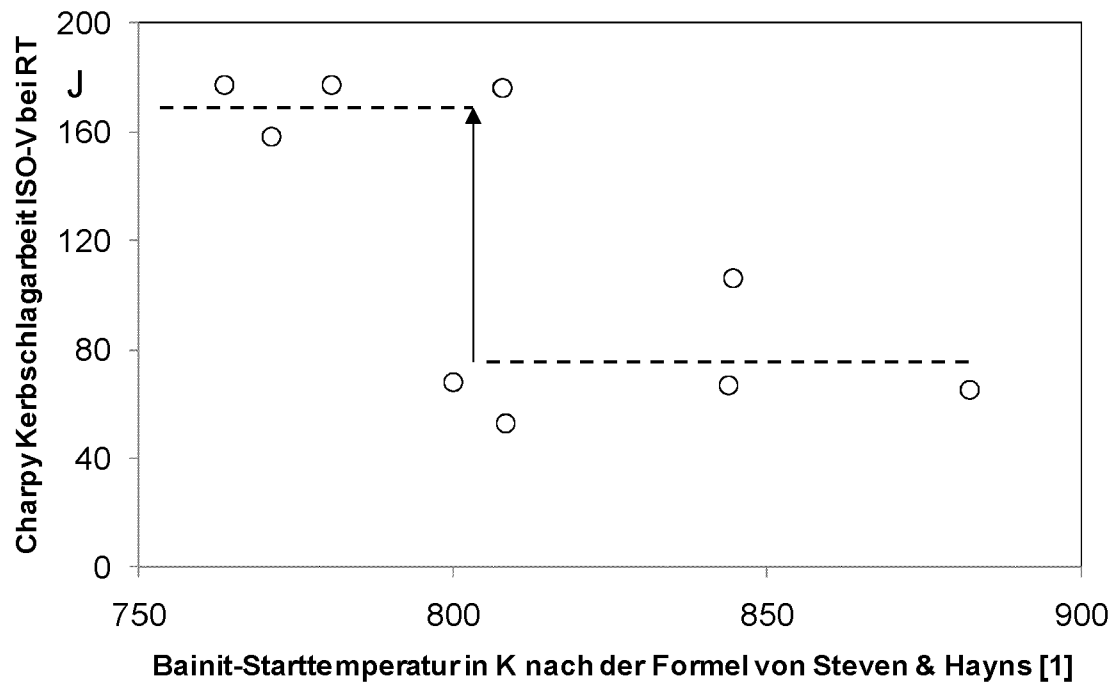


Fig. 1

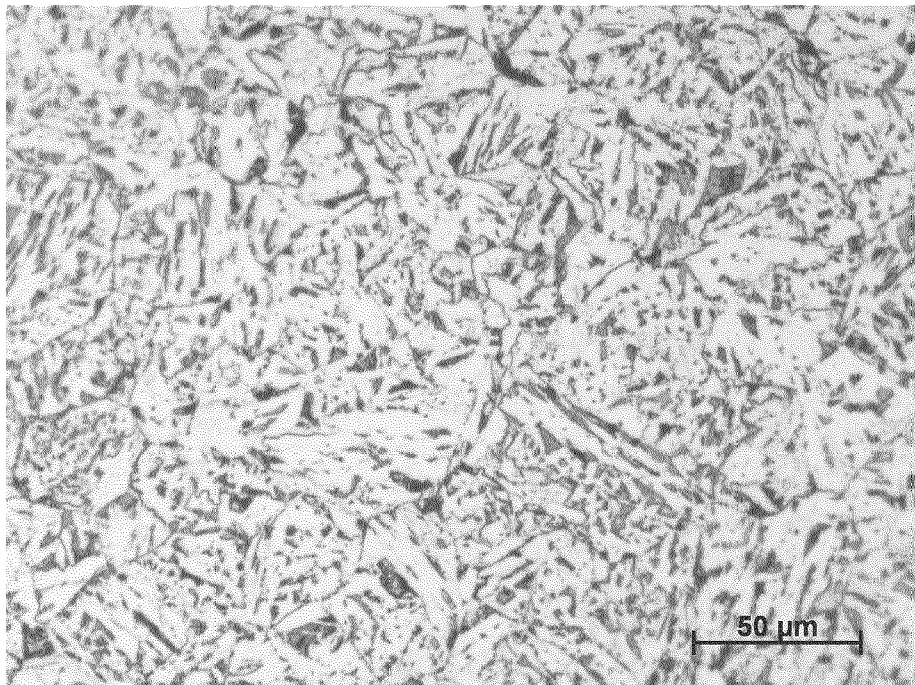


Fig. 2

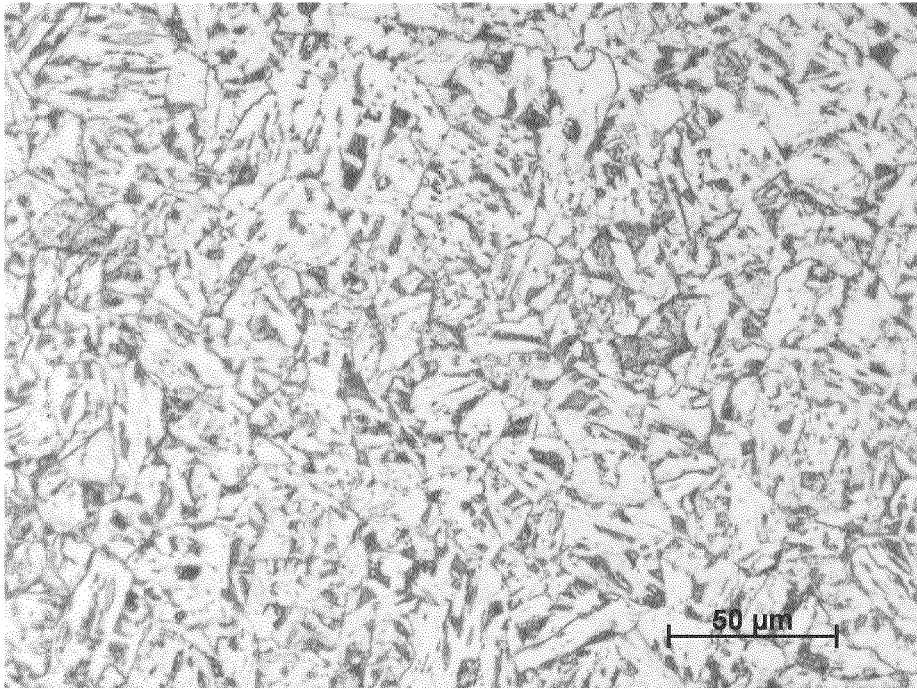


Fig. 3

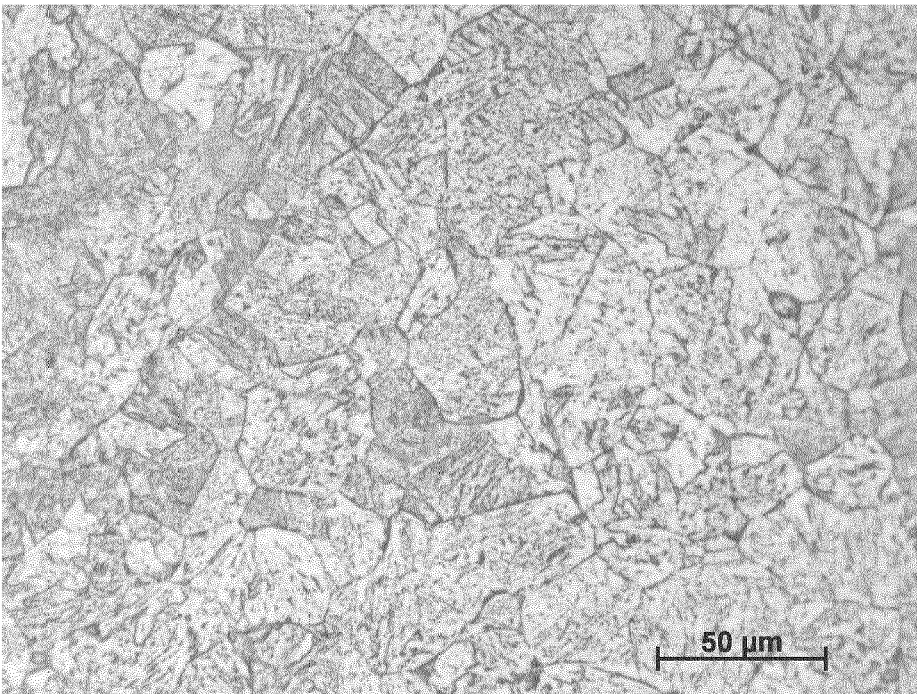


Fig. 4

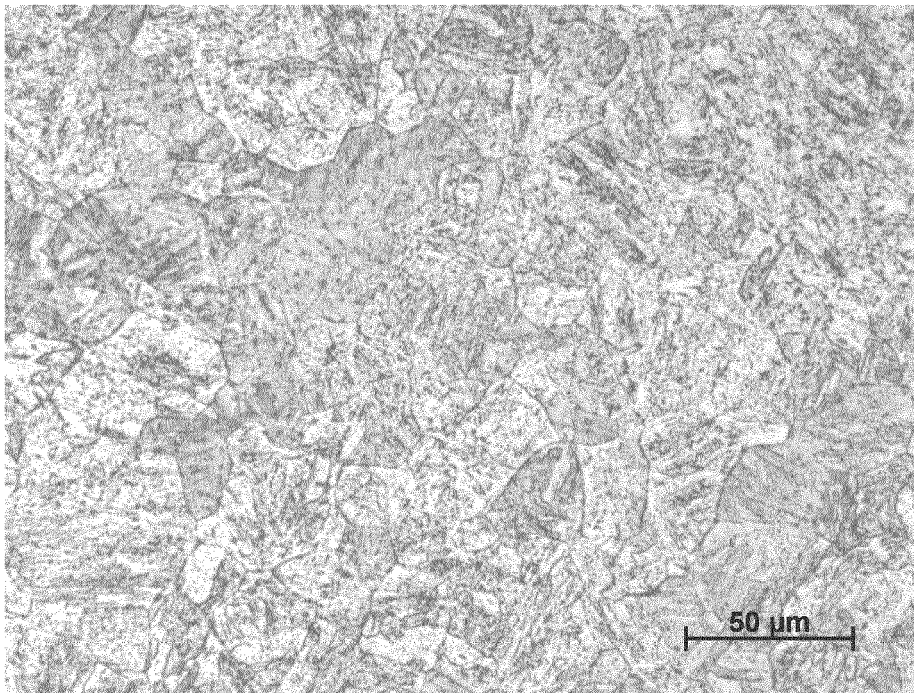


Fig. 5

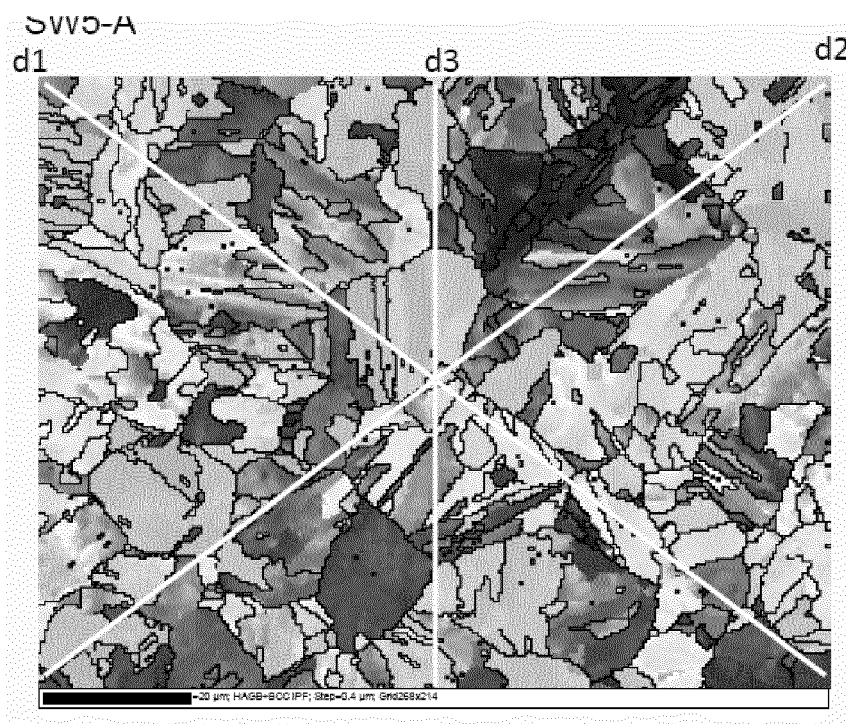


Fig. 7

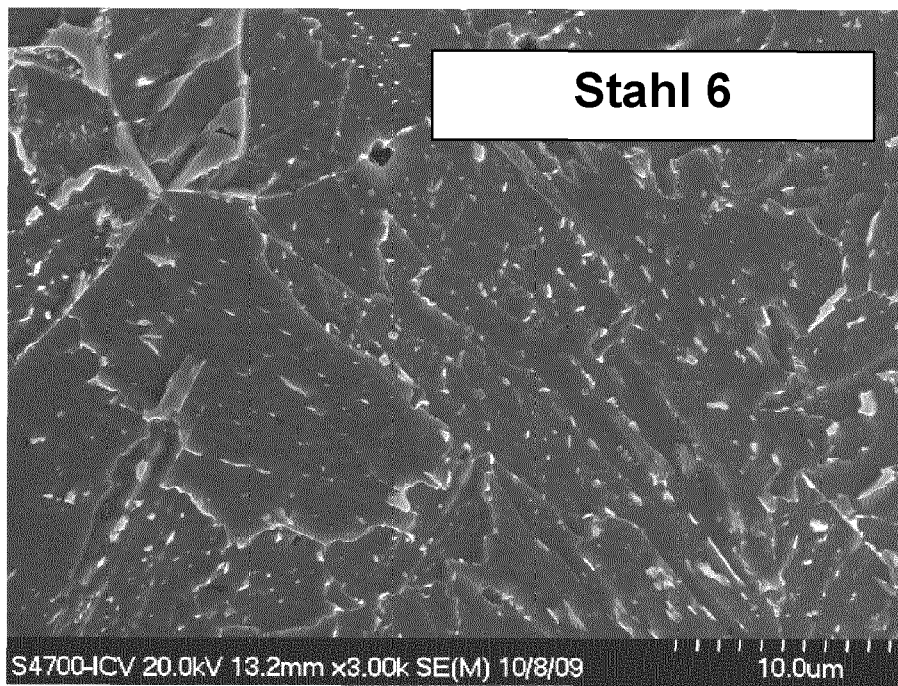


Fig. 6a

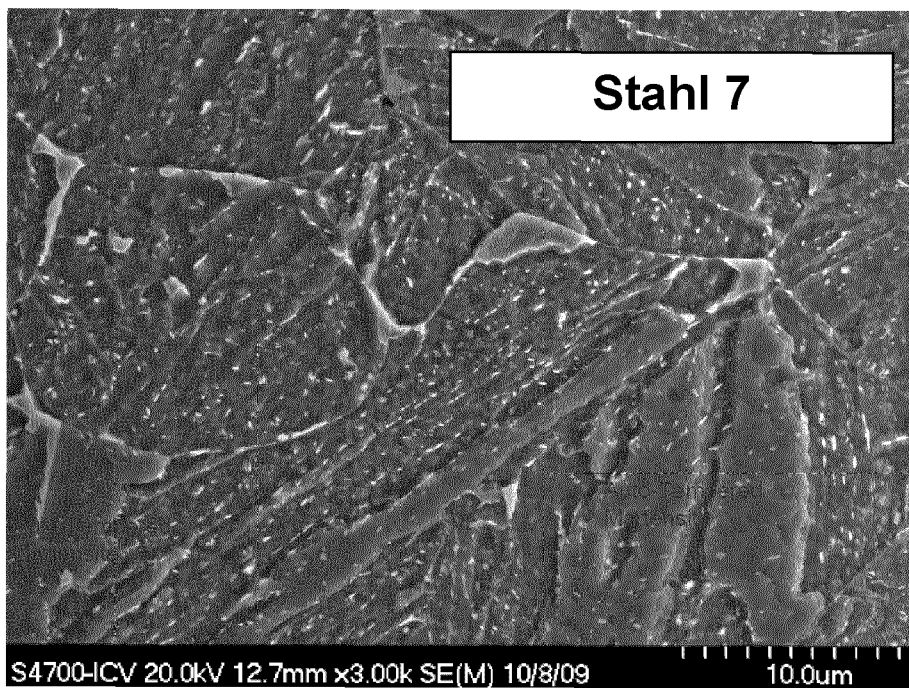


Fig. 6b



EUROPÄISCHER RECHERCHENBERICHT

 Nummer der Anmeldung
EP 11 18 8717

EINSCHLÄGIGE DOKUMENTE			
Kategorie	Kennzeichnung des Dokuments mit Angabe, soweit erforderlich, der maßgeblichen Teile	Betrifft Anspruch	KLASSIFIKATION DER ANMELDUNG (IPC)
X	JP 2007 284774 A (JFE BARS & SHAPES CORP) 1. November 2007 (2007-11-01)	1,4-8,15	INV. C21D6/00
Y	* Beispiel 26; Tabelle 1 * * Absatz [0037] - Absatz [0041] * -----	2,9-14	C22C38/04 C22C38/08 C22C38/18
Y	EP 2 103 704 A1 (SWISS STEEL AG [CH]) 23. September 2009 (2009-09-23) * Absatz [0029]; Ansprüche 1-8 * * Absatz [0018] - Absatz [0021]; Tabellen 1, 2 * -----	2,9-14	
			RECHERCHIERTE SACHGEBIETE (IPC)
			C21D C22C
Der vorliegende Recherchenbericht wurde für alle Patentansprüche erstellt			
Recherchenort München		Abschlußdatum der Recherche 16. Februar 2012	Prüfer Huber, Gerrit
KATEGORIE DER GENANNTEN DOKUMENTE X : von besonderer Bedeutung allein betrachtet Y : von besonderer Bedeutung in Verbindung mit einer anderen Veröffentlichung derselben Kategorie A : technologischer Hintergrund O : mündliche Offenbarung P : Zwischenliteratur T : der Erfindung zugrunde liegende Theorien oder Grundsätze E : älteres Patentdokument, das jedoch erst am oder nach dem Anmeldedatum veröffentlicht worden ist D : in der Anmeldung angeführtes Dokument L : aus anderen Gründen angeführtes Dokument & : Mitglied der gleichen Patentfamilie, übereinstimmendes Dokument			

 1
EPO FORM 1503 03.82 (P04C03)

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

EP 11 18 8717

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.

16-02-2012

Im Recherchenbericht angeführtes Patentdokument	Datum der Veröffentlichung	Mitglied(er) der Patentfamilie	Datum der Veröffentlichung
JP 2007284774 A	01-11-2007	KEINE	
EP 2103704 A1	23-09-2009	KEINE	

EPO FORM P0461

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

IN DER BESCHREIBUNG AUFGEFÜHRTE DOKUMENTE

Diese Liste der vom Anmelder aufgeführten Dokumente wurde ausschließlich zur Information des Lesers aufgenommen und ist nicht Bestandteil des europäischen Patentdokumentes. Sie wurde mit größter Sorgfalt zusammengestellt; das EPA übernimmt jedoch keinerlei Haftung für etwaige Fehler oder Auslassungen.

In der Beschreibung aufgeführte Patentdokumente

- WO 2007017161 A [0003]
- EP 0845544 A [0005]
- EP 0775756 A [0006]
- JP 2007284774 A [0007]
- GB 2297094 A [0008]
- CN 1477226 [0009]

In der Beschreibung aufgeführte Nicht-Patentliteratur

- **W. STEVEN ; A.J. HAYNES.** *JISI*, 1956, vol. 183, 349-359 [0018]