

(19)



(11)

EP 2 103 704 A1

(12)

EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG

(43) Veröffentlichungstag:
23.09.2009 Patentblatt 2009/39

(51) Int Cl.:
C22C 38/02 (2006.01) **C22C 38/04** (2006.01)
C22C 38/18 (2006.01)

(21) Anmeldenummer: **08004335.9**

(22) Anmeldetag: **10.03.2008**

(84) Benannte Vertragsstaaten:
**AT BE BG CH CY CZ DE DK EE ES FI FR GB GR
HR HU IE IS IT LI LT LU LV MC MT NL NO PL PT
RO SE SI SK TR**
Benannte Erstreckungsstaaten:
AL BA MK RS

- **Urlau, Ulrich**
6010 Kriens (DE)
- **Lembke, Mirkka**
6003 Luzern (DE)
- **Olschewski, Guido**
6275 Ballwill (DE)

(71) Anmelder: **Swiss Steel AG**
6020 Emmenbrücke (CH)

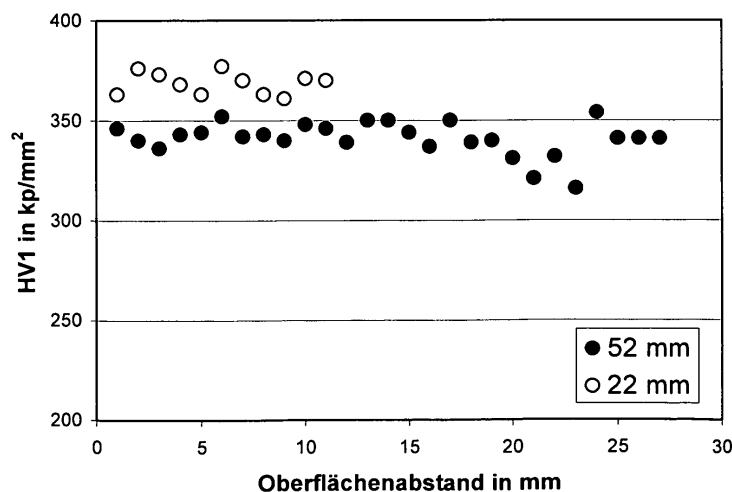
(74) Vertreter: **Schmauder & Partner AG**
Patent- & Markenanwälte VSP
Zwängiweg 7
CH-8038 Zürich (CH)

(72) Erfinder:
• **Roelofs, Hans**
6274 Eschenbach (DE)

(54) Warmgewalztes Langprodukt und Verfahren zu dessen Herstellung

(57) Ein warmgewalztes Langprodukt weist Gewichtsanteile von
0.20 bis 0.25% Kohlenstoff,
0.90 bis 1.35% Silizium,
bis zu 0.20% Nickel,
0.1 bis 0.5% Molybdän,
0.04 bis 0.25% Schwefel,
bis zu 0.01% Aluminium,
bis zu 0.035% Phosphor,
bis zu 0.0008% Bor,
bis zu 0.02% Titan,
bis zu 0.3% Blei,
bis zu 0.3% Wismut,
bis zu 0.02% Stickstoff,

bis zu 1.93% Mangan
bis zu 4.0% Chrom
bis zu 0.02% Stickstoff und
bis zu 0.01% in oxidischen Einschlüssen gebundener Sauerstoff
sowie weitere stahlübliche Beimengungen auf, wobei
(Mangangehalt-1.72 Schwefelgehalt) < 1.50% und
Chromgehalt + (Mangangehalt - 1.72 Schwefelgehalt) > 2.6 Gew.-% ist
Es liegen folgende Gefügebestandteile vor:
50 bis 90% Bainit,
bis 50% Martensit,
bis zu 10% Ferrit und
bis zu 10% Restaustenit.

**Fig. 3****EP 2 103 704 A1**

BeschreibungTechnisches Gebiet

- 5 **[0001]** Die Erfindung betrifft ein warmgewalztes Langprodukt gemäss dem Oberbegriff des Anspruchs 1 sowie ein Verfahren zu dessen Herstellung.

Stand der Technik

- 10 **[0002]** Um aus Stahl gefertigte Bauteile mit gleichzeitig hoher Festigkeit und hoher Zähigkeit herstellen zu können, kommen in der Regel Vergütungsstähle zum Einsatz. Mit Vergütungsstählen lassen sich Zugfestigkeiten von über 1'000 MPa bei gleichzeitiger Brucheinschnürung von über 45% realisieren. Die notwendige Wärmebehandlung (Erwärmen, Abschrecken, Anlassen) ist kostenintensiv und umweltbelastend. Falls sie am fertigen Bauteil durchgeführt wird, kann aufgrund von Verzug eine teure Nachbearbeitung (Richten, Schleifen) notwendig werden. Vorvergütete Stähle weisen
- 15 deutliche Nachteile in der zerspanenden Bearbeitung auf (lange Späne, niedrige Werkzeugstandzeiten). Diese Bearbeitungsnachteile können durch die Zugabe von maximal 0.04 Gew.% Schwefel etwas gemindert werden. Höhere Schwefelgehalte verschlechtern die Herstellbarkeit und den mikroskopischen Reinheitsgrad dieser Al-legierten Stählen.
- [0003]** Um eine Austenitkornvergrößerung während der notwendigen Wärmebehandlung zu vermeiden, werden die Vergütungsstähle mit mindestens 0.015% Aluminium legiert. Während der Stahlherstellung entstehen dann harte und
- 20 im Zerspanungsprozess abrasive Al_2O_3 -haltige Oxideinschlüsse, welche sich nachteilig auf die Werkzeugstandzeiten auswirken. Um eine gute Zerspanbarkeit zu erreichen müssen diese Einschlüsse in einem aufwendigen metallurgischen Prozess durch Zugabe von Kalzium in weniger abrasive Kalziumaluminateneinschlüsse umgewandelt werden.
- [0004]** Alternativ zu den Vergütungsstählen wurden ferritisch-martensitische Dualphasenstähle entwickelt. Das Gefüge dieser Stähle wird über eine thermomechanische Behandlung während des Warmwalzens erreicht. Mit diesen
- 25 Stählen lassen sich nur dann gute Zähigkeitseigenschaften einstellen, solange die eingelagerten Martensitinseln klein genug bleiben. Die erreichbare Zugfestigkeit wird dadurch auf unter 1'000 MPa limitiert.
- [0005]** Eine weitere Entwicklung sind die direkthärtenden weichmartensitischen Stähle. Nachteilig an diesen Stählen ist, dass das erforderliche martensitische Gefüge erst über eine beschleunigte Abkühlung mit hoher Abschreckgeschwindigkeit aus der Umformwärme erreicht wird. Aus diesem Grund findet dieses Verfahren hauptsächlich bei dünnwandigen
- 30 Teilen (Schmiedeteile, Rohre) seine Anwendung. Bei Produkten mit mittlerer oder grosser Ausdehnung wird das eingestellte Gefüge über den Querschnitt unakzeptabel inhomogen. Für die Herstellung von warmgewalzten Langprodukten wie Walzdraht und Stabstahl in konventionellen Abmessungen eignen sich diese Stähle deshalb nicht.
- [0006]** Eine andere Entwicklungsrichtung wird mit den AFP(ausscheidungshärtende ferritisch-perlitischen)-Stählen eingeschlagen. Durch eine geregelte Abkühlung aus der Umformhitze werden Karbonitride der Elemente Titan, Vanadium und Niob ausgeschieden. Diese führen dann wegen der Dispersionshärtung zu einer höheren Festigkeit des Grundwerkstoffs. Im Vergleich zu den Vergütungsstählen besitzen sie eine niedrige Streckgrenze und geringe Zähig-
- 35 keiten. Für die Anwendung im Bereich hoher Belastungen sind sie daher ungeeignet. Eine kontrollierte Einstellung der Ausscheidungsprodukte verlangt enge Analysenvorgaben für den Stahl und eine genaue Steuerung der Abkühlung aus der Umformhitze.
- [0007]** Neuere Entwicklungen zeigen, dass sich schon mit Luftabkühlung direkt aus der Umformhitze sehr gute Eigenschaftskombinationen mit Komplexphasenstählen erreichen lassen. Diese Stähle weisen in der Regel ein bainitisch-martensitisches Gefüge mit Restanteilen von Ferrit und Restaustenit auf.
- [0008]** Erste Anwendungen von Komplexphasenstählen findet man heute bei der Herstellung von Rohren aus Flachstahl sowie bei der Herstellung von Schienen.
- 40 **[0009]** Stähle für die Rohrherstellung müssen sich insbesondere durch eine gute Zähigkeit und Verschweissbarkeit auszeichnen. Damit dies erreicht werden kann, ist ein tiefer Kohlenstoffgehalt von unter 0.13 Gew.% erforderlich. Das gewünschte hochfeste, zähe Gefüge wird über eine beschleunigte Abkühlung aus der Walzhitze erreicht. Im Temperaturbereich von 800 bis 500°C (Bereich der Umwandlung) werden Kühlraten von 10 bis 40 K/s angewendet. Das Gefüge dieser Stähle besteht dann aus allotriomorphem Ferrit und Bainit (mindestens 20%). Der tiefe Kohlenstoffgehalt garantiert
- 50 bei der beschleunigten Abkühlung die Vermeidung von hohen Martensitanteilen, was die guten Zähigkeitseigenschaften erst ermöglicht. Die Zugfestigkeit wird dadurch auf unter 1'000 MPa begrenzt.
- [0010]** Bei der Herstellung von Schienenstahl spielen insbesondere die Verschleiss- und Ermüdungsfestigkeit eine wichtige Rolle. In WO 96/22396 wird die Herstellung einer bainitischen Schiene mit konventioneller kontinuierlicher Abkühlung aus der Walzhitze beschrieben. Damit die gewünschte Verschleissfestigkeit erreicht wird, muss die Bildung von groben Zementiteilchen unterdrückt werden ("karbid-freier Bainit"). Dies kann durch die Zugabe von Silizium geschehen. Die Kinetik der Zementitausscheidung wird dadurch verlangsamt. Für die zerspanende Bearbeitung sind diese Stähle nicht geeignet.
- 55 **[0011]** Der in CN 1477226 beschriebene bainitisch-martensitischer Stahl (C = 0.15 bis 0.34%) erreicht eine Zugfe-

stigkeit von über 900 MPa. Es sind Mangangehalte von über 1.8% vorgesehen. Dieser hohe Mangangehalt erleichtert zwar die Einstellung des bainitischen Gefüges bei für das Warmwalzen konventionellen Kühlraten. Er führt jedoch gleichzeitig zu schwer kontrollierbaren Seigerungsproblemen, die sich in unerwünschten Martensitzellen äussern. Die mechanisch-technologischen Eigenschaften unterliegen für konventionelle warmgewalzte Langprodukte deshalb unakzeptablen Schwankungen. Die zerspanende Bearbeitung wird durch die unregelmässig vorhandenen Martensitzellen stark beeinträchtigt.

[0012] In EP 0845544 ($C \leq 0.12\%$) wird ein mikrolegierter bainitischer Stahl beschrieben, der bei Raumtemperatur eine Zugfestigkeit von über 1'000 MPa aufweist. Um diese Eigenschaften zu erreichen, wird der Stahl nach der Walzung wieder austenitisiert und anschliessend mit einer Abkühlrate von 17 bis 150 K/s abgeschreckt. Diese Abkühlraten liegen deutlich über den an Luft abgekühlten Langprodukten in konventionellen Walzwerken.

[0013] DE 102005052069 beschreibt einen B/Ti-legierten bainitisch-martensitischen Stahl für warmgewalzte Langprodukte. Der geforderte N-Gehalt erfordert eine zusätzliche Entgasungsbehandlung. Der beschriebene Stahl ist für dünne Drahtabmessungen mit Luftabkühlung oder für dickere Drahtabmessungen mit beschleunigter Abkühlung geeignet. Im Vergleich zu ferritisch-perlitischen Vergütungsstählen ist mit einer deutlich schlechteren Bearbeitbarkeit in der Zerspanung zu rechnen. Das Legierungskonzept limitiert (wegen der Bildung von Titankarbosulfiden) den Einsatz von zerspanungsverbessernden Zusätzen wie Schwefel. Aus diesem Grund ist der wirtschaftliche Einsatz auf die Massivumformung begrenzt.

[0014] Ein in der Zerspanung gut bearbeitbarer bainitisch-martensitischer Komplexphasenstahl für die Herstellung von mit Luftabkühlung konventionell warmgewalzten Langprodukten in einem Abmessungsbereich von 5.0 bis 70 mm steht heute noch nicht zur Verfügung. Das Werkstoffkonzept muss dabei so ausgelegt sein, dass die abmessungsbedingten Unterschiede in der Abkühlrate von ca. 0.1 bis 8.0 K/s zu keinen gravierenden Schwankungen der mechanisch-technologischen Eigenschaften am Endprodukt führen.

Darstellung der Erfindung

[0015] Aufgabe der Erfindung ist es, ein verbessertes warmgewalztes Langprodukt bereitzustellen, mit dem insbesondere die obigen Nachteile vermieden werden. Eine weitere Aufgabe der Erfindung besteht darin, ein Verfahren zur Herstellung eines warmgewalzten Langprodukts anzugeben.

[0016] Gelöst werden diese Aufgaben durch das im Anspruch 1 definierte warmgewalzte Langprodukt sowie das im Anspruch 6 definierte Herstellverfahren.

[0017] Die nachfolgenden Gehaltsangaben in Prozent (%) bzw. in Teilen pro Million ("parts per million, ppm") beziehen sich - sofern nicht ausdrücklich anders angegeben - auf Gewichtsanteile.

[0018] Das erfindungsgemässe warmgewalzte Langprodukt weist einen Gewichtsanteil von

0.20 bis 0.25% Kohlenstoff,
0.90 bis 1.35% Silizium,
bis zu 0.20% Nickel,
0.1 bis 0.5% Molybdän,
0.04 bis 0.25% Schwefel,
bis zu 0.01% Aluminium,
bis zu 0.035% Phosphor,
bis zu 0.0008% Bor,
bis zu 0.02% Titan,
bis zu 0.3% Blei,
bis zu 0.3% Wismut,
bis zu 1.93% Mangan
bis zu 4.0% Chrom
bis zu 0.02% Stickstoff und
bis zu 0.01% in oxidischen Einschlüssen gebundener Sauerstoff

sowie weitere stahlübliche Beimengungen auf, wobei

(Mangangehalt - 1.72 Schwefelgehalt) < 1.50% und

Chromgehalt + (Mangangehalt - 1.72 Schwefelgehalt) > 2.6 Gew.% sein soll und folgende Gefügebestandteile vorliegen:

50 bis 90% Bainit,
bis 50% Martensit,
bis zu 10% Ferrit und
bis zu 10% Restaustenit.

[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 1'000 bis 1'400 MPa resultiert, ohne dass kostspielige Legierungselemente und/oder spezielle Einrichtungen zur beschleunigten Abkühlung aus der Walzhitze verwendet werden müssen.

[0020] Durch die untere Begrenzung des Kohlenstoffgehalts auf 0.20% wird in Kombination mit Mangan und Chrom sichergestellt, dass nur noch geringe Ferritanteile im Gefüge vorliegen. Ferritanteile über 10% beeinträchtigen sowohl das Festigkeitsniveau wie auch die Kerbschlagzähigkeit des Produkts.

[0021] Durch die obere Begrenzung des Kohlenstoffs auf 0.25% 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] Silizium beeinflusst die Kohlenstoffaktivität und verlangsamt die Ausscheidung von Karbiden. Die gewählte Siliziumkonzentration erlaubt eine einstündige Anlassbehandlung bei 400°C, ohne dass sich die Duktilität wegen Karbidausscheidungen verschlechtert (in Anlehnung an die Beschreibung des karbid-freien Bainits in WO 96/22396). Da Silizium ein effizienter Mischkristallverfestiger im Bainit ist, muss sein Gehalt auf 1.35% begrenzt werden, um die maximal gewünschte Zugfestigkeit von 1'400 MPa nicht zu überschreiten.

[0023] Bei einem zu hohen Mangangehalt werden die Manganseigerungen ausgeprägt und das Gefüge wird sehr inhomogen. Aus diesem Grund muss der "freie", d.h. nicht in Mangansulfiden gebundene, Mangangehalt (= total Mangangehalt - 1.72 Schwefelgehalt) auf 1.50% begrenzt werden.

[0024] Der so festgelegte Mangangehalt reicht nicht aus, um ein bainitisch-martensitisches Gefüge nach Luftabkühlung aus der Walzhitze zu erreichen. Das Produkt muss zusätzlich soviel Chrom enthalten, dass Chromgehalt + (Mangangehalt - 1.72 Schwefelgehalt) > 2.6 Gew.% gilt. Zusammen mit einem Kohlenstoffgehalt von mindestens 0.20% wird so ein bainitisch-martensitisches Gefüge mit < 10% Ferrit sichergestellt.

[0025] Molybdän soll die Ausscheidung von Eisenkarbiden an den Primärkorngrenzen und einen damit verbundenen Zähigkeitsverlust verhindern. Aus Kostengründen ist der Molybdängehalt so niedrig wie notwendig zu wählen: 0.1 bis 0.5% Molybdän.

[0026] Um eine deutliche Verbesserung der Zerspanbarkeit zu erreichen, soll der Stahl mindestens 0.04%, vorzugsweise 0.12 bis 0.17 % Schwefel enthalten. Der Schwefel verbindet sich mit Mangan zu Mangansulfidausscheidungen, so sowohl den Spanbruch als auch die Werkzeugstandzeit verbessern. Da diese Ausscheidungen gleichzeitig auch die Querschlagzähigkeit des warmgewalzten Langprodukts vermindern, ist die Schwefelzugabe auf 0.25% zu begrenzen.

[0027] Dem erfindungsgemäss hergestellten Produkt wurde kein Aluminium zugegeben. Um die Bildung von harten, abrasiven Oxideinschlüssen vom Typ Korund zu vermeiden, soll der Aluminiumgehalt auf 0.01% begrenzt sein. In Kombination mit dem hohen Siliziumgehalt und einer geringen Kalziumzugabe am Ende der metallurgischen Behandlung sollen gemäss Anspruch 2 Oxideinschlüsse mit einem Al_2O_3 -Gehalt von < 50% eingestellt werden. Vorzugsweise wird die metallurgische Behandlung so vorgenommen, dass weiche, glasartige Silikateinschlüsse mit folgenden relativen Gewichtsanteilen entstehen: 20 bis 50% CaO, 35 bis 65% SiO_2 und weniger als 25% Al_2O_3 . Die Werkzeugstandzeit der in der Zerspanung eingesetzten Werkzeuge wird dann deutlich verlängert.

[0028] Die gute Zerspanbarkeit des erfindungsgemäss hergestellten warmgewalzten Langprodukts kann gemäss Anspruch 3 bzw. 4 weiter durch die Zugabe von 0.05 bis 0.3% Blei bzw. 0.05 bis 0.3% Wismut verbessert werden.

[0029] Zur erfindungsgemässen Herstellung des warmgewalzten Langprodukts sind die Austenitkorngrosse vor der Gefügeumwandlung, sowie die Abkühlrate während der Gefügeumwandlung in einem Temperaturbereich zwischen 800 und 500°C von entscheidender Bedeutung. Ein feines Austenitkorn führt zu einem feineren Endgefüge mit besseren Zähigkeitswerten. Aus diesem Grund soll das Austenitkorn nach dem letzten Umformschritt gemäss Anspruch 7 nicht grösser sein als 50µm. Die Abkühlraten sollen zwischen 0.1 und 8.0 K/s liegen. Der obere Wert ist durch die Möglichkeiten der konventionellen Abkühlung an beschleunigter Luft gegeben. Durch die untere Begrenzung von 0.1 K/s soll sichergestellt werden, dass keine Ferritanteile > 10% vorkommen. Grosse Stabstahlabmessungen, die im Stabinnern deutlich langsamer (als 0.1 K/s) abkühlen, können mit dieser Technologie nicht gefertigt werden.

[0030] Vor der weiteren Bearbeitung des warmgewalzten Langprodukts kann eine Wärmebehandlung für 0.5 bis 2 Stunden bei 300 bis 500 °C gemäss Anspruch 8 sinnvoll sein. Der hohe Siliziumgehalt des Produkts verzögert die Umlagerung von Kohlenstoffatomen im Gefüge. Dies ist wünschenswert, um das Entstehen von groben Karbidausscheidungen zu unterdrücken. Andererseits werden auch in Verbindung mit Kohlenstoff bekannte Alterungsprozesse, die unmittelbar nach der Warmwalzung einsetzen, verlangsamt. Insbesondere stellt sich die maximale Duktilität des Gefüges erst nach einigen Wochen ein. In Fällen, bei denen das gewalzte Langprodukt unmittelbar weiterverarbeitet werden soll, ist deshalb eine Wärmebehandlung empfehlenswert.

Wege zur Ausführung der Erfindung

[0031] Ausführungsbeispiele der Erfindung werden nachfolgend anhand der Zeichnungen näher beschrieben, dabei

zeigen:

Fig. 1 Gefügebilder nach 200-facher Vergrößerung (Ätzmittel: HNO_3 2%-ig), für (a) 22 mm Stabstahl, (b) 52 mm Stabstahl;

Fig. 2 eine schematische Darstellung der Entnahme der B8x40 mm- Zugproben;

Fig. 3 dem Verlauf der Vickers Härte über den Querschnitt eines 22 mm und eines 52 mm Stabs (von der Oberfläche bis zum Kern).

[0032] Im Rahmen eines Ausführungsbeispiels wurde eine Stahlschmelze vergossen und anschliessend zu Stabstahl in verschiedenen Abmessungen verwalzt. Die Herstellung der Stahlschmelze erfolgte nach dem Elektrostahl-Verfahren mit einer sekundärmetallurgischen Behandlung an einem Pfannenstand und anschliessendem Vergiessen zu 150x150 mm²-Knüppeln in einer kontinuierlichen Stranggussanlage. Die Knüppel wurden danach in einem Hubbalkenofen auf 1'150 bis 1'200°C wieder erwärmt und anschliessend zu Stabstahl in den Abmessungen 22 (Kühlrate ist ca. 1.5 K/s) und 52 mm (Kühlrate ist ca. 0.4 K/s) gewalzt. Die Abkühlung der Stäbe nach der Walzung erfolgte an Luft.

Der Stahl bestand aus	
0.22%	Kohlenstoff
0.94%	Silizium
0.07%	Nickel
0.14%	Molybdän
0.15%	Schwefel
0.003%	Aluminium
0.012%	Phosphor
<0.001%	Bor
0.011 %	Titan
<0.003%	Blei
<0.003%	Wismut
0.013%	Stickstoff
1.60%	Mangan
1.34%	Mangan - 1.72 Schwefel
1.54%	Chrom
2.88%	Chrom + (Mangan - 1.72 Schwefel)

sowie weiterer erschmelzungsbedingter Verunreinigungen.

[0033] Der hohe Schwefelgehalt von 0.15% gewährleistet den guten Spanbruch und verbessert die Werkzeugstandzeit. Der tiefe Aluminiumgehalt unterdrückt die Bildung harter, abrasiver tonerdehaltige Oxideinschlüsse.

[0034] Die metallographische Gefügebilder bei 200-facher Vergrößerung sind in der Fig. 1 gezeigt. Bei dem Gefüge handelt es sich um ein sehr feines Mischgefüge. Die Bainit- und Martensitanteile konnten bisher nicht sicher quantifiziert werden. Die Bilder sowie das erhaltene Festigkeitsniveau zeigen jedoch, dass das Gefüge primär (>>50%) aus Bainit besteht. Das Gefüge des 52 mm Stabs ist aufgrund der geringen Abkühlrate aus der Walzhitze etwas gröber als das Gefüge beim 22 mm Stab. In der Umgebung von Mangansulfiden (die als Keimstellen für die Ferritbildung dienen können) sind vereinzelt Ferritkörner zu erkennen. Der Ferritanteil ist äusserst gering (<<10%). Die Bestimmung der Restaustenitmenge im Röntgendiffraktometer ergab $5.1 \pm 0.45\%$ für den 22 mm Stab und $4.4 \pm 1.34\%$ für den 52 mm Stab.

[0035] Da die Proben für die Zugversuche unmittelbar nach der Warmumformung genommen wurden, wurden sie zur Beschleunigung der natürlichen Alterung vor dem Zugversuch eine Stunde bei 300°C unter Schutzgas gelagert. Trotz der unterschiedlichen Abkühlbedingungen aus der Walzhitze bei 22 und 53 mm Stabstahl liegen die Festigkeitswerte für den erfindungsgemäss hergestellten Stahl innerhalb einer Spanne von 100 MPa (Tabelle 1).

Tabelle 1: Festigkeitswerte

	22 mm	52 mm
Rp0.2	886 MPa	842 MPa
Rm	1168 MPa	1'064 MPa

EP 2 103 704 A1

(fortgesetzt)

	22 mm	52 mm
A5	14.2 %	11.8%

[0036] Beim 52 mm Stabstahl wurden an verschiedenen Stellen Zugproben (siehe Fig. 2) entnommen, um die Gleichmässigkeit der Eigenschaften nachweisen zu können. Die Ergebnisse sind aus der nachfolgenden Tabelle 2 zu entnehmen.

Tabelle 2: Ergebnisse der Zugproben

Abstand von Kern	5 mm	13 mm	20 mm
Rp0.2	777 MPa	842 MPa	862 MPa
Rm	1029 MPa	1064 MPa	1071 MPa
A5	10.4%	11.8%	12.9%

[0037] Die hohe Gleichmässigkeit der Härte über den Stabquerschnitt wurde für einen 22 mm und einen 52 mm Stabstahl an nicht-ausgelagerten Proben mittels HV1-Messungen bestätigt (Fig. 3). Aufgrund der schnelleren Abkühlrate ist die Härte bzw. die Festigkeit beim 22 mm etwas höher als beim 52 mm Stabstahl.

[0038] Eine einstündige Auslagerung der 52 mm Stabstahlproben bei 300, 400 und 500°C ergab keine wesentliche Veränderung der mechanischen Eigenschaften (hier an einer bei R/2 entnommene B8x40 mm- Probe ermittelt):

Tabelle 3: Mechanische Eigenschaften nach Auslagerung

Auslagerung 1 Stunde bei	300°C	400°C	500°C
Rp0.2	842 MPa	878 MPa	815 MPa
Rm	1064 MPa	1068 MPa	1124 MPa
A5	11.8%	13.4%	12.0%

[0039] Die vorstehenden Daten zeigen, dass die mechanischen Eigenschaften des erfindungsgemäss hergestellten Produkts über einen grossen Abmessungsbereich nahezu konstant sind. Es wird eine für Vergütungsstähle typische Zugfestigkeit von >1'000 MPa bei einer gleichzeitig guten Bruchdehnung von >11% ohne notwendige Vergütungsbehandlung erreicht. Der reduzierte Aluminiumgehalt sowie der erhöhte Schwefelgehalt im Vergleich zu den Vergütungsstählen gewährleistet eine deutlich bessere Zerspanbarkeit.

Patentansprüche

1. Warmgewalztes Langprodukt mit einem Gewichtsanteil von

0.20 bis 0.25% Kohlenstoff,
0.90 bis 1.35% Silizium,
bis zu 0.20% Nickel,
bis 0.5% Molybdän,
0.04 bis 0.25% Schwefel,
bis zu 0.01 % Aluminium,
bis zu 0.035% Phosphor,
bis zu 0.0008% Bor,
bis zu 0.02% Titan,
bis zu 0.3% Blei,
bis zu 0.3% Wismut,
bis zu 1.93% Mangan
bis zu 4.0% Chrom
bis zu 0.02% Stickstoff und
bis zu 0.01% in oxidischen Einschlüssen gebundener Sauerstoff

EP 2 103 704 A1

sowie weitere stahlübliche Beimengungen, wobei
(Mangangehalt - 1.72 Schwefelgehalt) < 1.50 % und
Chromgehalt + (Mangangehalt - 1.72 Schwefelgehalt) > 2.6 Gew.-% ist,
mit folgenden Gefügebestandteilen:

50 bis 90% Bainit,
bis 50% Martensit,
bis zu 10% Ferrit und
bis zu 10% Restaustenit.

2. Warmgewalztes Langprodukt nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, dass** es oxidische Einschlüsse enthält mit weniger als 50 Gew.-% Al_2O_3 , vorzugsweise liegen oxidische Einschlüsse mit folgenden relativen Gewichtsanteilen vor: 20 bis 50% CaO, 35 bis 65% SiO_2 und weniger als 25% Al_2O_3 .

3. Warmgewalztes Langprodukt nach Anspruch 1 oder 2, mit einem Bleigehalt von 0.05 bis 0.3 Gew.-%.

4. Warmgewalztes Langprodukt nach einem der Ansprüche 1 bis 3, mit einem Wismutgehalt von 0.05 bis 0.3 Gew.-%.

5. Warmgewalztes Langprodukt nach einem der Ansprüche 1 bis 4, mit einer Zugfestigkeit R_m von 1'000 bis 1'400 MPa.

6. Verwendung eines Langprodukts nach einem der Ansprüche 1 bis 5 für die spanabhebende Bearbeitung.

7. Verfahren zur Herstellung eines warmgewalzten Langprodukts nach einem der Ansprüche 1 bis 5, wobei:

- die mittlere Austenitkorngrösse nach dem letzten Warmumformungsschritt kleiner ist wie 50 μm ;
- 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.

8. Verfahren zur Herstellung eines warmgewalzten Langprodukts nach Anspruch 7, wobei die Alterung des Stahlgefüges nach dem Warmwalzen über eine anschliessende, zusätzliche Wärmebehandlung für 0.5 bis 2 Stunden bei 300 bis 500°C beschleunigt wird.

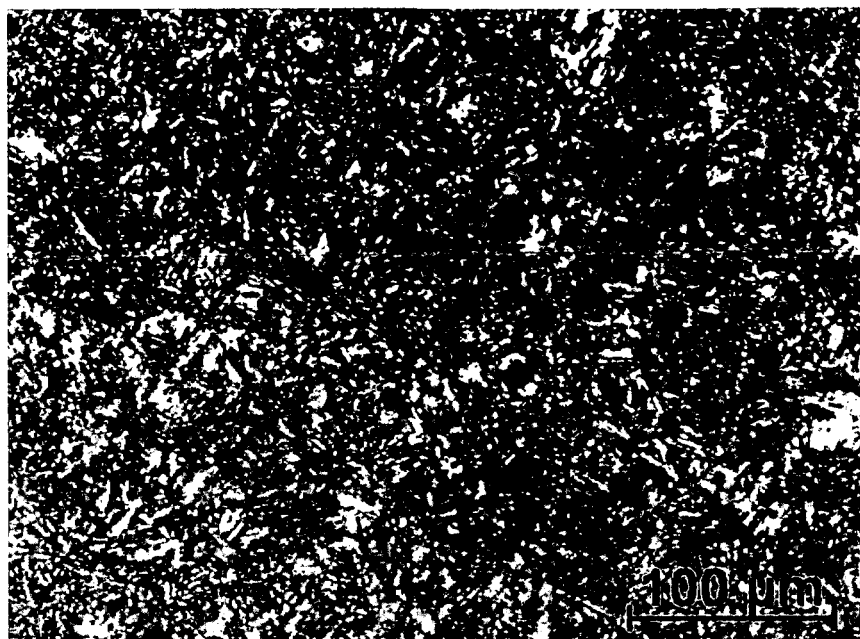


Fig. 1a

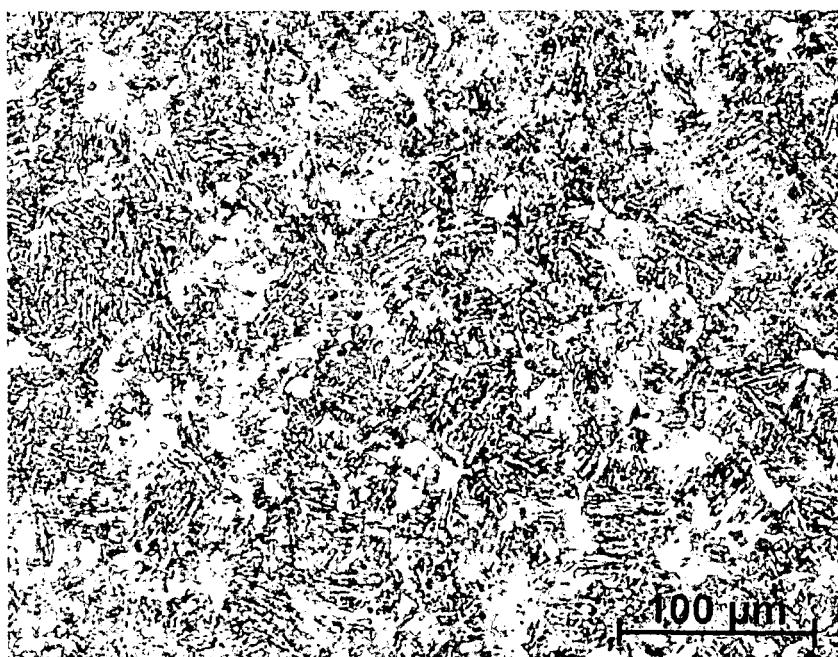


Fig. 1b

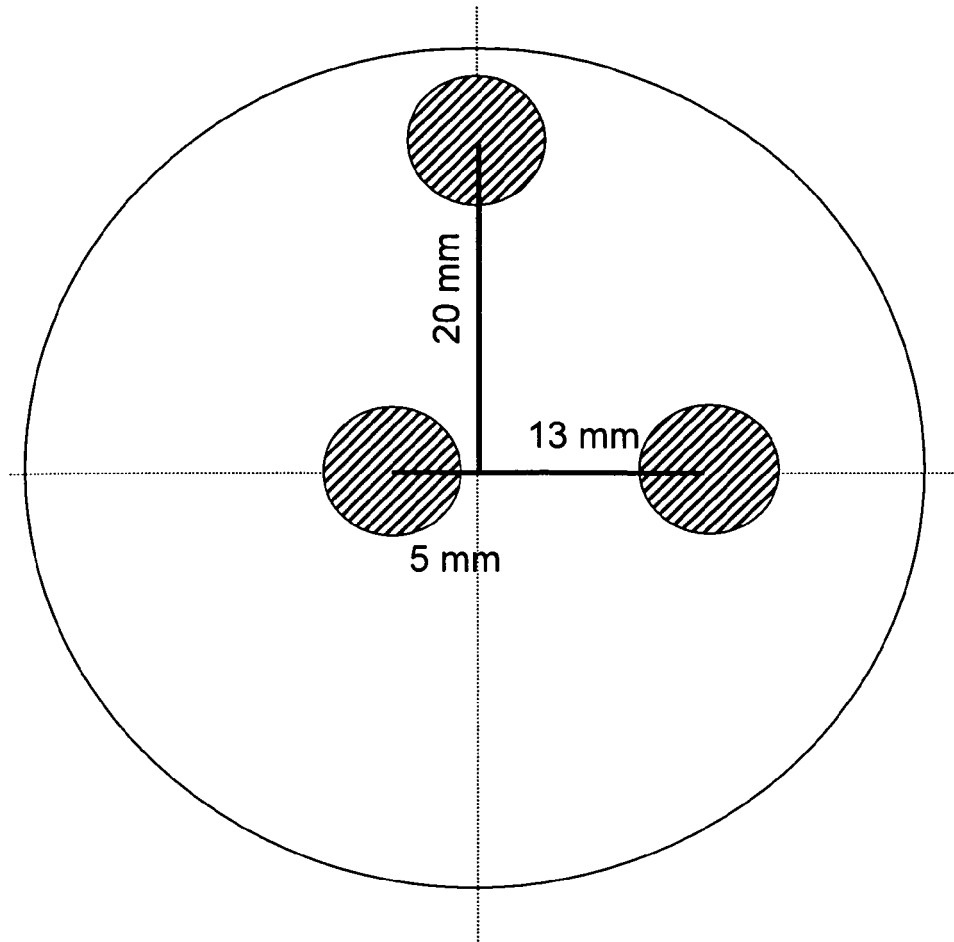


Fig. 2

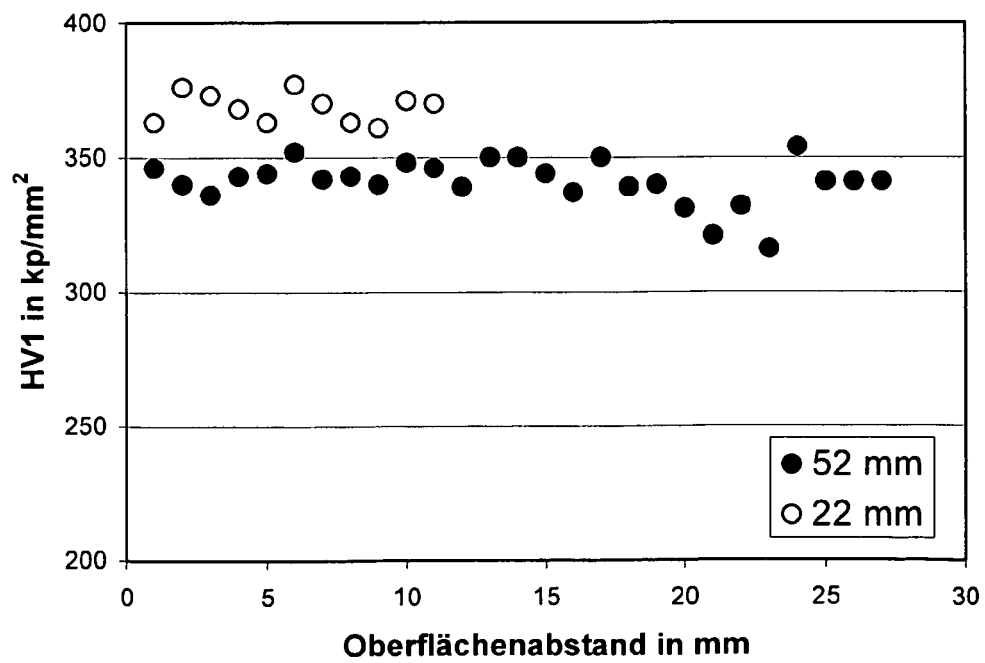


Fig. 3



EUROPÄISCHER RECHERCHENBERICHT

Nummer der Anmeldung

EP 08 00 4335

EINSCHLÄGIGE DOKUMENTE			
Kategorie	Kennzeichnung des Dokuments mit Angabe, soweit erforderlich, der maßgeblichen Teile	Betrifft Anspruch	KLASSIFIKATION DER ANMELDUNG (IPC)
A	US 2003/084965 A1 (NISHI TAKAYUKI [JP] ET AL) 8. Mai 2003 (2003-05-08) * Beispiele e2,e9; Tabelle 5 *	1-8	INV. C22C38/02 C22C38/04 C22C38/18
A	US 5 922 145 A (WATARI KOJI [JP] ET AL) 13. Juli 1999 (1999-07-13) * Ansprüche 1-13; Tabelle 3 *	1-8	
A	US 2006/144483 A1 (BEGUINOT JEAN [FR] ET AL) 6. Juli 2006 (2006-07-06) * Ansprüche 1-13; Tabelle 1 *	1-8	
A	EP 0 903 418 A (SUMITOMO METAL IND [JP]) 24. März 1999 (1999-03-24) * Absätze [0100], [0101]; Ansprüche 1-13 *	1-8	
A	US 2006/162825 A1 (BEGUINOT JEAN [FR] ET AL) 27. Juli 2006 (2006-07-27) * Absätze [0061] - [0063]; Ansprüche 1-11 *	1-8	
Der vorliegende Recherchenbericht wurde für alle Patentansprüche erstellt			RECHERCHIERTE SACHGEBIETE (IPC)
			C22C C21D
4 Recherchenort München Abschlußdatum der Recherche 28. Oktober 2008 Prüfer Badcock, Gordon			
KATEGORIE DER GENANNTEN DOKUMENTE X : von besonderer Bedeutung allein betrachtet Y : von besonderer Bedeutung in Verbindung mit einer anderen Veröffentlichung derselben Kategorie A : technologischer Hintergrund O : mündliche Offenbarung P : Zwischenliteratur T : der Erfindung zugrunde liegende Theorien oder Grundsätze E : älteres Patentedokument, das jedoch erst am oder nach dem Anmeldedatum veröffentlicht worden ist D : in der Anmeldung angeführtes Dokument L : aus anderen Gründen angeführtes Dokument & : Mitglied der gleichen Patentfamilie, übereinstimmendes Dokument			

EPO FORM 1503 03.82 (P04C03)

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

EP 08 00 4335

In diesem Anhang sind die Mitglieder der Patentfamilien der im obengenannten europäischen Recherchenbericht angeführten Patentedokumente 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.

28-10-2008

Im Recherchenbericht angeführtes Patentedokument		Datum der Veröffentlichung	Mitglied(er) der Patentfamilie	Datum der Veröffentlichung
US 2003084965	A1	08-05-2003	CN 1410581 A	16-04-2003
			FR 2830261 A1	04-04-2003
			JP 3468239 B2	17-11-2003
			JP 2003183770 A	03-07-2003

US 5922145	A	13-07-1999	KEINE	

US 2006144483	A1	06-07-2006	AT 388247 T	15-03-2008
			AU 2003290187 A1	18-06-2004
			BR 0315694 A	20-09-2005
			CA 2506347 A1	10-06-2004
			CN 1714161 A	28-12-2005
			EP 1563103 A1	17-08-2005
			ES 2300636 T3	16-06-2008
			FR 2847271 A1	21-05-2004
			WO 2004048618 A1	10-06-2004
			JP 2006506526 T	23-02-2006
			KR 20050083912 A	26-08-2005
			RU 2326180 C2	10-06-2008
			UA 81134 C2	10-12-2007
			US 2008253921 A1	16-10-2008
			ZA 200504151 A	26-07-2006

EP 0903418	A	24-03-1999	CA 2243123 A1	04-06-1998
			CN 1205036 A	13-01-1999
			DE 69718784 D1	06-03-2003
			DE 69718784 T2	18-12-2003
			WO 9823784 A1	04-06-1998

US 2006162825	A1	27-07-2006	AT 368134 T	15-08-2007
			AU 2003294049 A1	18-06-2004
			BR 0315696 A	20-09-2005
			CA 2506353 A1	10-06-2004
			CN 1745189 A	08-03-2006
			DE 60315182 T2	10-04-2008
			DK 1563110 T3	01-10-2007
			EP 1563110 A1	17-08-2005
			ES 2291728 T3	01-03-2008
			FR 2847273 A1	21-05-2004
			WO 2004048631 A1	10-06-2004
			JP 2006506530 T	23-02-2006
			KR 20050075033 A	19-07-2005
			RU 2321668 C2	10-04-2008
			UA 80010 C2	10-08-2007
			ZA 200504149 A	22-11-2005

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 9622396 A [0010] [0022]
- CN 1477226 [0011]
- EP 0845544 A [0012]
- DE 102005052069 [0013]