

(19)



Europäisches Patentamt  
European Patent Office  
Office européen des brevets



(11)

**EP 0 172 544 B2**

(12)

**NEUE EUROPÄISCHE PATENTSCHRIFT**

(45) Veröffentlichungstag und Bekanntmachung des Hinweises auf die Entscheidung über den Einspruch:  
**05.06.1996 Patentblatt 1996/23**

(51) Int Cl.<sup>6</sup>: **C21D 8/08, C21D 1/19, E04C 5/16, E04C 5/03**

(45) Hinweis auf die Patenterteilung:  
**24.01.1990 Patentblatt 1990/04**

(21) Anmeldenummer: **85110316.8**

(22) Anmeldetag: **17.08.1985**

(54) **Verfahren zur Wärmebehandlung von warmgewalzten Spannstählen in Form von Stäben oder Drähten**

Process for heat treating hot rolled steel rod or wire for prestressing concrete

Procédé de traitement thermique d'aciers laminés à chaud sous forme de barres ou de fils pour béton précontraint

(84) Benannte Vertragsstaaten:  
**AT BE DE FR GB IT LU**

(74) Vertreter: **Patentanwälte Dipl.-Ing. F.W. Möll  
Dipl.-Ing. H.Ch. Bitterich  
Postfach 20 80  
76810 Landau (DE)**

(30) Priorität: **23.08.1984 DE 3431008**

(43) Veröffentlichungstag der Anmeldung:  
**26.02.1986 Patentblatt 1986/09**

(56) Entgegenhaltungen:

(73) Patentinhaber:  
• **Dyckerhoff & Widmann Aktiengesellschaft  
D-81902 München (DE)**  
• **STAHLWERK ANNAHÜTTE  
MAX AICHER GMBH & CO. KG.  
D-83404 Hammerau (DE)**

**AU-A- 8 284 159                    BE-A- 874 535  
CH-A- 364 886                    DE-A- 1 913 758  
DE-A- 2 439 784                   DE-B- 2 163 163  
DE-C- 3 131 078                   GB-A- 1 206 987  
GB-A- 1 248 832                   GB-A- 1 392 269  
GB-A- 2 088 258                   US-A- 4 284 438**

(72) Erfinder:  
• **Die Erfinder haben auf ihre Nennung verzichtet**

• **IRON AND STEEL ENGINEER, Band 61, Nr. 3,  
März 1984, Seiten 53-57, Pittsburgh,  
Pennsylvania, US; P. SIMON et al.: "Tempcore:  
a new process for the production of high-quality  
reinforcing bars"**

**EP 0 172 544 B2**

**Beschreibung**

Die Erfindung betrifft ein Verfahren zur Wärmebehandlung von warmgewalzten Spannstählen in Form von Stäben oder Drähten.

Spannstähle, wie sie im Bauwesen als Spannglieder für Spannbeton, aber auch als Ankerstähle für Erd- und Felsanker als Schalungsanker, für Hängkabel von Hängebrücken, Schrägkabel von Schrägkabelbrücken, Abspannungen usw. verwendet werden, haben im allgemeinen eine Streckgrenze die von 835 bis 1 080 N/mm<sup>2</sup> und eine Zugfestigkeit, die von 1 030 bis 1 230 N/mm<sup>2</sup> variiert. Bei den bisher ausschließlich üblichen Herstellungsverfahren werden als Ausgangsmaterial Stähle mit einem C-Gehalt von 0,65 bis 0,75 %, einem Si-Gehalt von 0,60 bis 1,60 % und einem Mn-Gehalt von 0,70 bis 1,50 % sowie Chrom und/oder Vanadium und anderen Legierungselementen verwendet.

Spannstähle dieser Art sind in verschiedenen Ausführungen bekannt, so zum Beispiel als Runddrähte, die nach dem Walzen zur Verfestigung kalt gezogen und danach wieder angelassen werden, als Flachstähle zum Beispiel Ovalstähle, die nach dem Walzen eine Vergütung über den gesamten Querschnitt erfahren und als Stahlstäbe. Stahlstäbe mit Durchmesser zwischen etwa 15 und 50 mm werden warmgewalzt zur Erhöhung der Streckgrenze anschließend gereckt und zur Entspannung nachfolgend angelassen. Abgesehen davon, daß wegen des Reckens nur begrenzte Längen herstellbar sind, bedingt dieses aufwendige Herstellungsverfahren hohe Produktionskosten.

Spannstähle müssen neben den statischen Festigkeitswerten eine möglichst hoch liegende Elastizitätsgrenze und eine gute Verformungsfähigkeit besitzen. Bei schraubbaren Spannstählen also solchen, bei denen Gewindeverankerungen angebracht werden können, sind eine hohe Verschleißbeständigkeit der Oberfläche sowie Korrosionsbeständigkeit von Bedeutung. Wichtig sind auch die Relaxationseigenschaften sowie eine ausreichend hohe Dauerschwingfestigkeit

Zur Herstellung kaltgezogenen Drahtes, wie er insbesondere in verdrehten Drahtprodukten, z.B. Drahtseilen Verwendung findet, ist es bekannt, einen Stahl zu verwenden, der im wesentlichen 0,65 bis 1,0 % C, 0,25 bis 1,20 % Mn sowie maximal 0,35 % Si enthält und dem 0,03 bis 0,15 % Vanadium und bis zu 0,20 % Molybdän zugesetzt werden, um ein gleichförmigeres Produkt auch dann zu erhalten, wenn ein oder mehrere Patentierungsschritte eingespart werden (DE-A 1 913 758).

Zur Herstellung eines hochfesten verformbaren Stahldrahtes mit vergleichsweise geringem Durchmesser ist es auch bekannt, Stähle mit einem C-Gehalt von 0,65 % bzw. 0,76 % und einem Mn-Gehalt von jeweils 0,60 % aus der Walzhitze von mehr als 1.000 Grad C heraus an der Oberfläche mittels Wasser auf eine Ausgleichstemperatur unterhalb der allotropen Umwandlung z.B. zwischen 300 und 700 Grad C abzukühlen, den Draht dann in einander überlappenden Ringen auf einem Förderband auszulegen, um ihn an Luft weiter abzukühlen und ihn schließlich auf Bunde aufzuwickeln (US-A 4 284 438). Ein auf diese Weise hergestellter Stahldraht kann aufgrund seiner guten Verformbarkeit ohne weitere Wärmebehandlung kalt gezogen werden, um höhere Festigkeiten zu erreichen; für eine direkte Verwendung als Spannstahl ist er aufgrund seiner geringen Streckgrenze nicht geeignet.

Neben Spannstählen für Bauteile aus Spannbeton gibt es Betonstähle die als schlaife, nicht vorgespannte Bewehrung für Stahlbeton eingesetzt werden. Betonstähle dieser Art werden entweder naturhart verwendet, wobei die Festigkeit durch die Legierung bestimmt wird, oder kaltverformt, beispielsweise durch Ziehen oder Kaltwalzen, letztere vor allem für Baustahlmatten. Betonstähle dieser Art müssen schweißbar sein; ihre Analyse zeichnet sich somit durch einen geringen C-Gehalt aus. Solche Betonstähle haben in der Regel eine Streckgrenze zwischen 420 und 500 N/mm<sup>2</sup> und eine Zugfestigkeit zwischen 500 und 550 N/mm<sup>2</sup>. Betonstähle mit höheren Festigkeitswerten werden üblicherweise nicht hergestellt. Bei den verwendeten Analysen handelt es sich durchweg um diejenigen von schweißgeeigneten Stählen mit einem C-Gehalt von weniger als 0,22 %.

Betonstähle werden mit glatter Oberfläche und als Betonrippenstähle hergestellt. Betonrippenstähle besitzen meist schräg zur Stablängsachse verlaufende sichelförmige Rippen, die sich in Querrichtung über einen großen Teil des Stabumfangs erstrecken und den Verbund des betreffenden Stabes im Beton verbessern sollen.

Zur Erhöhung der Festigkeit und Verbesserung der Verformbarkeit von warmgewalzten Betonstählen dieser Art ist es bekannt, die Stäbe aus der Walzhitze an der Austrittsseite des Fertigerüstes heraus mittels einer Kühlflüssigkeit einer Oberflächenabschreckung derart zu unterziehen, daß in dem Stab unmittelbar nach der Abschreckung eine Randzone aus Martensit oder Bainit vorliegt, während der im Stabkern verbliebene Wärmeinhalt während des nachfolgenden Abkühlens ein Anlassen der Randzone nicht über die Bainitstufe bewirkt (DE-AS2353034). Diesem bekannten Verfahren liegt der Gedanke zugrunde, ohne Erhöhung der Gehalte an Kohlenstoff oder Mangan, welche der Forderung einer guten Schweißbarkeit zuwiderlaufen würde, die Festigkeit zu erhöhen und die Verformbarkeit zu verbessern. Eine typische Analyse eines derart wärmebehandelten Betonstahles weist 0,17 bis 0,22 C, 0,05 bis 0,30 % Si sowie 0,70 bis 1,10 % Mn auf.

Vor dem Hintergrund dieses Standes der Technik liegt der Erfindung die Aufgabe zugrunde, ein treffsicheres und kostengünstiges Herstellungsverfahren für Spannstähle, vor allem für schraubbare Spannstähle mit den eingangs genannten Festigkeitseigenschaften anzugeben, das es erlaubt, metallurgisch leicht darstellbare und kostengünstige

Analysen zur Herstellung eines Spannstahles zu nutzen, der korrosionsbeständig ist und der eine verschleißfeste Oberfläche hat, welche die Gefahr mechanischer Beschädigungen verringert und zum Aufbringen von Gewinden geeignet ist. Der Spannstahl soll weiterhin in beliebigen Stablängen produzierbar sein, bei hoher Streckgrenze und hoher Festigkeit eine große Duktilität bzw. Zähigkeit vor allem auch bei tiefen Temperaturen haben und bei geringer Relaxation eine hohe Dauerschwingfestigkeit besitzen.

Nach der Erfindung wird diese Aufgabe dadurch gelöst, daß Stähle mit einem C-Gehalt von 0,50 bis 0,80 %, einem Si-Gehalt von 0,20 bis 0,50 % und einem Mn-Gehalt von 0,30 bis 0,80 % nach dem Warmwalzen aus der Walzhitze an der Austrittsseite des Fertiggerüstes heraus mit einer Endwalztemperatur, die an der unteren Grenze der Warmverformbarkeit des Stahles knapp über dem Umwandlungspunkt  $A_3$  liegt, mittels Wasser einer Oberflächenabschreckung derart unterzogen werden, daß das Material in einer Randzone unmittelbar und vollständig in Martensit umgewandelt wird und daß der in der Kernzone verbliebene Wärmeinhalt während des nachfolgenden Abkühlens ein Anlassen der martensitischen Randzone nicht über den Bereich der Zwischenstufe hinaus derart bewirkt, daß die Oberflächentemperatur der Randzone durch Temperatenausgleich in dem Zeitraum zwischen der zweiten und sechsten Sekunde der Wärmebehandlung in Abhängigkeit vom Stabdurchmesser zwischen 400 Grad und 500 Grad C beträgt.

Vorzugsweise werden dabei Stähle mit einem C-Gehalt von etwa 0,75 %, einem Si-Gehalt von etwa 0,25 % und einem Mn-Gehalt von etwa 0,60 % verwendet.

Der Erfindung liegt die Erkenntnis zugrunde, daß es des kombinatorischen Zusammenwirkens bestimmter Faktoren bedarf, um einen Spannstahl mit den angegebenen Eigenschaften auf wirtschaftliche Weise zu erzeugen.

Wesentlich ist dabei vor allem die Analyse, deren Verhältnismäßig hoher C-Gehalt eine hohe Festigkeit ergibt, die durch die nachfolgende Wärmebehandlung noch gesteigert wird. Während die Austenitisierung beim Vergüten als spezielles Homogenisierungsglühen stattfindet, leisten dieses bei der Spannstahlherstellung nach der Erfindung das Aufheizen im Walzwerksofen sowie der Walzvorgang selbst. Maßgeblich für das Produkt sind der Grad der Homogenität der Analyse, die Größe des Austenitkorns und die Temperatur des Lösungsglühens.

Die Größe des Austenitkorns wird unter anderem von der Rekristallisation bestimmt, die während des Warmwalzens nach jedem Stich auftritt. Absolut gesehen ist sie um so kleiner, je häufiger und intensiver verformt wurde. Die endgültig erreichte Korngröße entsteht aber erst im letzten Walzstich; maßgebend sind auch hier wiederum die Verformung und die Temperatur sowie die Verweilzeit auf dieser Temperatur bis zum Einsetzen des Kühlvorganges.

Bei der Herstellung von Spannstählen nach der Erfindung muß vor Beginn der Kühlung ein sehr feinkörniges, zumindest im Bereich der starken Verformung in der Randzone des Stabes sich eben neu bildendes Gefüge vorhanden sein. Damit verringert sich die Gefahr der Bildung von sehr widerstandsfähigen Austenitkörnern, welche die Korrosionsresistenz des Stahles ungünstig beeinflussen.

Von besonderem Vorteil ist es, wenn die Temperatur am letzten Walzenstich, also am Fertiggerüst, an der unteren Grenze der Warmverformbarkeit, also knapp über dem Umwandlungspunkt  $A_3$  liegt. Dadurch entsteht ein sehr feinkörniges Gefüge und die Rekristallisation wird weitgehend verhindert. In Verbindung damit muß die Kühlung so schnell und so intensiv einsetzen, daß die Kühlkurve der Randzone den Martensitbereich erreicht, ohne in die Bereiche des Ferrit, Perlit und der Zwischenstufe zu gelangen. Dies ist vor allem bei einem verhältnismäßig kohlenstoffreichen Stahl von Bedeutung, bei dem die MartensitStart-Temperatur  $M_S$  verhältnismäßig niedrig liegt. Zugleich muß aber die Kernzone des Stabes noch einen so großen Wärmeinhalt haben, um ein Anlassen des in der Randzone vorliegenden Martensits zu bewirken.

Die Bedingungen, unter denen dieser Vorgang ablaufen kann, können anhand Fig. 1 erläutert werden, die ein Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubild für einen Stahl zeigt, der etwa die für die Erfindung bevorzugte Analyse aufweist, nämlich 0,76 % C, 0,23 % Si und 0,63 % Mn.

Dabei zeigen die Kurve  $R_1$  den Verlauf der Oberflächentemperatur eines Stahlstabes mit verhältnismäßig geringem Durchmesser, zum Beispiel 15,1 mm und die Kurve  $K_1$  den Verlauf der Temperatur der Kernzone des betreffenden Stabes.  $R_2$  ist die entsprechende Kurve der Oberflächentemperatur eines Stabes mit größerem Durchmesser.

Wesentlich für die Wärmebehandlung ist der Verlauf der Kurve  $R_1$  im Bereich des Anlassens. Um eine den Anforderungen an einen Spannstahl genügende Gefügestruktur zu erreichen, soll die Kurve  $R_1$  der Oberflächentemperatur in der Zeit zwischen der zweiten und der sechsten Sekunde der in Fig. 1 erfaßten Wärmebehandlung im Temperaturbereich zwischen 400 und 500°C verlaufen; sie darf auf keinen Fall in den Perlitbereich hineinreichen.

Durch das starke Kühlen der Randzone wird auch der Wärmetransport aus der Kernzone beschleunigt. Je nach chemischer Zusammensetzung wird dann direkt im Zwischenstufenbereich umgewandelt oder es findet eine Perlitvorauscheidung statt. Als besonders vorteilhaft wird es angesehen, wenn die Kernzone des Stabes im oberen Zwischenstufenbereich umwandelt, die sich durch eine fein dispersible Verteilung der Carbide auszeichnet.

Die Intensität der Kühlung der Randzone hängt wesentlich von der Kühlleistung der zur Verfügung stehenden Anlage ab. Die Kühlleistung ist von mehreren Faktoren abhängig. Für eine erprobte Kühlanlage wird eine Wassermenge von 10 bis 20 Vsec kg als besonders vorteilhaft angesehen. Eine diesen Vorgang unterstützende Umwandlungsträgheit kann auch durch die chemische Zusammensetzung des Stahles erreicht werden. So wirken beispielsweise die Erhöhung des Kohlenstoffgehaltes, aber auch die üblichen Legierungselemente des Stahles, wie Mn, Si, Cr, Ni,

Mo in diesem Sinne.

Durch die Beigabe von weiteren Legierungselementen gelingt es, bestimmte Eigenschaften des Spannstahles zu verbessern. So bewirken die Beigabe von Chrom (bis zu ca. 0,8 %) und Kupfer (bis zu ca. 0,5 %) eine Erhöhung der Korrosionsbeständigkeit, die Beigabe von Vanadin (bis zu ca. 0,15 %) und Niob (bis zu ca. 0,06 %) sowie der Mikrolegierungselemente Titan und Bor in Spuren eine Erhöhung der Zähigkeit und Dauerschwingfestigkeit. Durch entsprechende Wahl der Legierungselemente gelingt es auch, den C-Gehalt bis an die untere Grenze zu senken.

Wie Versuche ergeben haben, erfüllen die erfindungsgemäß hergestellten Spannstähle die an sie zu stellenden Anforderungen in hohem Maße. In Tabelle 1 sind die Analysenwerte einiger Schmelzen der Stahlsorten 835/1 030 (Verhältnis: Streckgrenze/Zugfestigkeit) bzw. 885/1 080 zusammengestellt, die an Spannstäben mit den Durchmessern 26,5 mm bzw. 15,1 mm genommen wurden. Tabelle 2 gibt die als Mittelwerte errechneten statischen Festigkeitswerte einiger nach der Erfindung hergestellter Spannstäbe der Durchmesser 36,0mm, 26,5 mm und 15,1 mm an. Hierin bedeuten die Abkürzungen  $R_e$  die Streckgrenze,  $R_m$  die Zugfestigkeit,  $A_{10}$  die Bruchdehnung über eine Meßlänge, die dem 10-fachen Durchmesser des Stabes entspricht und  $A_G$  die Gleichmaßdehnung.

Die hohe Korrosionsbeständigkeit von nach der Erfindung hergestellten Stählen ist vor allem eine Folge großer Gleichmäßigkeit des Gefüges; durch die niedrige Temperatur beim Walzen und die schnelle Abkühlung werden Störfaktoren am Entstehen gehindert. Darüber hinaus haben Relaxationsversuche zur Bestimmung der unelastischen Dehnung bei 1000 Stunden Standzeit ergeben, daß die Relaxationsverluste sehr gering sind. Biegeversuche haben ausgezeichnete Duktilitätseigenschaften der untersuchten Proben ergeben.

Da die nach dem erfindungsgemäßen Verfahren hergestellten Spannstähle eine hohe Kornfeinheit in der Randzone und eine entsprechend hohe Oberflächenfestigkeit aufweisen, sind sie in besonderem Maße für die Herstellung von schraubbaren Spannstählen geeignet.

Für die Übertragung der Spannkkräfte auf das betreffende Bauteil werden bei Spannstäben oft Gewindeverankerungen verwendet. In diesem Zusammenhang ist es bekannt, auf mit glatter Oberfläche gewalzte Stäbe an den Enden auf kaltem Wege Gewinde aufzurollen. Eine solche spanlose Verformung hat im Gegensatz zu einem eingeschnittenen Gewinde den Vorteil, daß in dem Gewindebereich mit verringertem Kernquerschnitt eine Verfestigung des Stahlgefüges, insbesondere im Bereich der Gewindekehlen erzielt wird, so daß der Stahlstab auch im Gewindebereich mit der vollen, seinem Querschnitt unter Berücksichtigung der zulässigen Spannungen entsprechenden Kraft ausgenützt werden kann. Dabei ist es auch bekannt, dieses Gewinde so auszubilden, daß die Ausrundung in den Gewindekehlen einen wesentlich größeren Krümmungshalbmesser hat als die Ausrundung an den äußeren Gewindespitzen (DE-PS 10 68 454). Ein Gewinde mit derart ausgerundeten Kehlen läßt gegenüber dem Gewinde der Mutter erheblich größere Toleranzen zu und schafft somit die Voraussetzung dafür, daß Ungenauigkeiten beim Einbau der Verankerungskörper unschädlich aufgefangen werden können.

Es ist weiterhin bekannt, einen Spannstab schon im Wege der Warmwalzung mit schraubenlinienförmig verlaufenden Rippen zu versehen, die auf zwei einander gegenüberliegenden Seiten des Stabumfangs angeordnet sind und Teile eines Gewindes bilden, auf das ein mit einem entsprechenden Gegengewinde versehener Verankerungskörper aufgeschraubt werden kann (DE-PS 17 64 630). Das auf diese Weise erzielte Teilgewinde hat gegenüber einem metrischen Gewinde sehr grobe Toleranzen, so daß es den Anforderungen des rauhen Baubetriebes sehr entgegenkommt. Außerdem ist das Schraubgewinde ohne zusätzliche Aufwendungen auf der gesamten Länge des betreffenden Stabes vorhanden.

Schließlich ist es auch bekannt, die im Wege der Warmwalzung erzeugten Rippen als Querrippen auszubilden, die sich etwa über den halben Umfang des zylindrisch ausgebildeten Spannstabes erstrecken und zu ihren Enden hin an Breite und Höhe abnehmen (DE-PS 20 43 274). Von diesen Rippen liegen nur Teilbereiche auf einer Schraubenlinie, was aber die Möglichkeit eröffnet, daß auf ein derartiges Teilgewinde sowohl Verankerungskörper mit Rechts-, wie auch solche mit Linksgewinde aufgeschraubt werden können.

Gegenstand der Erfindung ist demgemäß noch die Anwendung des Verfahrens auf die Herstellung von warmgewalzten Stahlstäben oder -drähten mit glatter Oberfläche, die zumindest an den Enden mit kalt aufgerollten, zum Aufschrauben eines Verbindungs- oder Verankerungskörpers geeigneten Gewinden versehen werden, bei denen die Ausrundung in den Gewindekehlen einen wesentlich größeren Krümmungsradius hat als an den Gewindespitzen sowie auf die Herstellung von Stahlstäben oder -drähten, die im Wege des Warmwalzens mit Rippen versehen werden, welche zumindest in Teilbereichen entlang einer Schraubenlinie verlaufen, die an zwei einander gegenüberliegenden Seiten des Stabumfangs angeordnet sind und Teile eines Gewindes bilden, auf das ein mit einem entsprechenden Gegengewinde versehener Verbindungs- oder Verankerungskörper aufgeschraubt werden kann.

Dabei ist es vor allem bei Stahlstäben mit warmgewalzten Rippen wichtig, daß die Abschreckwirkung durch die Oberflächenform der Stäbe nicht beeinträchtigt wird bzw. daß die Oberflächenprofilierung der Stäbe so ausgebildet wird, daß die Stäbe auch im Bereich der Rippen eine gleichmäßige Vergütungsschicht aufweisen.

Es hat sich gezeigt, daß, wenn die Höhe der Rippen, deren mittlere Breite und ihr Abstand in einem bestimmten Verhältnis zueinander stehen, bei der Wärmebehandlung dieses Stabes sich die Rippen gegeneinander dem Kühlmedium wie Kühlrippen verhalten, das heißt, daß die Wärmeabgabe im Bereich der Rippen vergleichsweise größer ist

als im Bereich der glatten Staboberfläche, so daß die Grenzzone zwischen der Kernzone und der Randzone des Stabes geradlinig verläuft. Dieses Verhältnis beträgt zweckmäßig 0,5 zu 1 zu 4.

In der Zeichnung sind noch einige Arten von Spannstählen, die nach der Erfindung hergestellt werden können, dargestellt. Es zeigt

5

Fig. 1 ein Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubild für einen erfindungsgemäß herzustellenden Spannstahl,

Fig. 2 einen Spannstab mit glatter Oberfläche und am Stabende aufgerollten Gewinde,

Fig. 3 einen Querschnitt entlang der Linie III-III in Fig. 2,

Fig. 4 einen Ausschnitt aus dem Gewinde in größerem Maßstab,

10 Fig. 5 eine Seitenansicht eines Spannstabes mit warmgewalzten, auf einer Schraubenlinie liegenden Gewinderippen,

Fig. 6 einen Querschnitt entlang der Linie VI-VI in Fig. 5 in Normalprojektion,

Fig. 7 einen Spannstab mit warmgewalzten, quer verlaufenden Gewinderippen und

Fig. 8 einen Schnitt entlang der Linie VIII-VIII in Fig. 7 in der Normalprojektion.

15

Der in Fig. 2 dargestellte Spannstab 1 ist als glatter Stab gewalzt und der Wärmebehandlung nach der Erfindung unterzogen worden. Auf kaltem Wege wurde auf das Stabende ein Gewinde 2 aufgewalzt, das in Fig. 4 im Längsschnitt in starker Vergrößerung angedeutet ist. Dieses Gewinde ist ein sogenanntes unsymmetrisches Teilgewinde, das heißt der Ausrundungsradius im Bereich der Gewindekehlen 3 ist wesentlich größer als im Bereich der Gewindespitzen 4.

20 Bei dem in den Fig. 5 und 6 dargestellten Spannstab 11 handelt es sich um einen sogenannten Gewindestab, der schon im Wege des warmen Walzvorgangs mit Gewinderippen 12 versehen wurde. Die Rippen 12 haben eine Höhe h, eine mittlere Breite B und sind in einem Abstand A voneinander angeordnet, die etwa in einem Verhältnis von 0,5 zu 1 zu 4 stehen. Die Rippen 12 erstrecken sich jeweils etwa über ein Drittel des Stabumfangs in voller Höhe und gehen an ihren Stirnseiten 13 in die Oberfläche 14 des Stabkerns 15 über.

25 Hier ist angedeutet, daß die Grenzzone 16 zwischen der Randzone R, in der das Material des Stahles durch die Oberflächenabschreckung in Martensit umgewandelt wurde, und der Kernzone K, deren nach der Oberflächenabschreckung verbliebener Wärmeinhalt das nachfolgende Anlassen der martensitischen Randzone R bewirkt, etwa geradlinig verläuft. Dies ist die Folge der verstärkten Kühlwirkung der Rippen bei der Oberflächenabschreckung und hat den Vorteil einer durchgehend hohen Oberflächenfestigkeit des Stahles und einer sehr guten Korrosionsbeständigkeit.

30 Entsprechende Verhältnisse herrschen auch bei dem in den Fig. 7 und 8 dargestellten Gewindestab 21, bei dem die Rippen 12 als Querrippen ausgebildet sind. Auch hier verläuft die Grenzzone 22 zwischen der Kernzone K und der Randzone R des Stabes ohne Beeinflussung durch die Rippen geradlinig.

35 Infolge der hohen Oberflächenfestigkeit der vergüteten Randzone R, die auch die warmgewalzten Rippen umfaßt, ist es möglich, die Verankerungs- und Verbindungselemente, wie Muttern, Muffen oder dergleichen kürzer auszubilden als bei bekannten Spannstäben mit homogenem Stabquerschnitt. Je kürzer aber diese Elemente sind, desto besser ist die Kraftübertragung im Gewindebereich zwischen Stab und Mutter bzw. Muffe.

40

45

50

55

Tabelle 1

Schmelze Nr.	Stahl- sorte	Durch- messer mm	A n a l y s e n w e r t e ( M a s s % )				
			C	Si	Mn	P	S
3726	835/1030	26,5	0,74	0,28	0,45	0,017	0,025
3728	835/1030	26,5	0,76	0,30	0,44	0,024	0,031
3742	885/1080	15,1	0,73	0,23	0,35	0,027	0,031
3572	885/1080	15,1	0,75	0,21	0,34	0,018	0,039

Tabelle 2

Schmelze Nr.	Stahl- sorte	Durch- messer mm	Elastizitätsgrenze N/mm <sup>2</sup>	Elastizitäts- Modul N/mm <sup>2</sup>	Re N/mm <sup>2</sup>	Rm N/mm <sup>2</sup>	A <sub>10</sub> %	A <sub>G</sub> %	Kerbzugwerte			
									Re N/mm <sup>2</sup>	Rm N/mm <sup>2</sup>	A <sub>G</sub> %	
3608	835/1030	36,0			861	1196	7,2					
3610	835/1030	36,0			849	1201	7,5					
3726	835/1030	26,5	882	210000	1002	1251	9,7	5,0	987	1213	2,9	
3728	835/1030	26,5	848	200000	942	1212	10,2	5,9	968	1210	4,0	
3572	885/1080	15,1	923	205000	927	1179	10,8	7,1	927	1170	4,0	
4192	885/1080	15,1	889	210000	929	1153	11,0	6,6	903	1098	3,6	
5216	1080/1230	15,1			1158	1287	7,4	4,2				
5226	1080/1230	15,1			1203	1298	7,7	5,3				

Patentansprüche

- Verfahren zur Wärmebehandlung von wärmegewalzten Spannstählen in Form von Stäben oder Drähten mit einer Streckgrenze von 835 bis 1080 N/mm<sup>2</sup> und einer Zugfestigkeit von 1030 bis 1230 N/mm<sup>2</sup>, bei dem Stähle mit

## EP 0 172 544 B2

5 einem C-Gehalt von 0,50 bis 0,80 %, einem Si-Gehalt von 0,20 bis 0,50 % und einem Mn-Gehalt von 0,30 bis 0,80 % nach dem Warmwalzen aus der Walzhitze an der Austrittsseite des Fertigerüstes heraus mit einer Endwalztemperatur, die an der unteren Grenze der Warmverformbarkeit des Stahles knapp über dem Umwandlungspunkt  $A_3$  liegt, mittels Wasser einer Oberflächenabschreckung derart unterzogen werden, daß das Material in einer Randzone (R) unmittelbar und vollständig in Martensit umgewandelt wird und daß der in der Kernzone (K) verbliebene Wärmehalt während des nachfolgenden Abkühlens ein Anlassen der martensitischen Randzone (R) nicht über den Bereich der Zwischenstufe hinaus derart bewirkt, daß die Oberflächentemperatur der Randzone durch Temperaturengleich in dem Zeitraum zwischen der zweiten und sechsten Sekunde der Wärmebehandlung in Abhängigkeit vom Stabdurchmesser zwischen 400 Grad und 500 Grad C beträgt.

- 10
2. Verfahren nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, daß Stähle mit einem C-Gehalt von etwa 0,75 %, einem Si-Gehalt von etwa 0,25 % und einem Mn-Gehalt von etwa 0,60 % verwendet werden.
- 15
3. Verfahren nach Anspruch 1 oder 2, dadurch gekennzeichnet, daß die Endwalztemperatur zwischen 860 und 1060 Grad C liegt.
- 20
4. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 3, dadurch gekennzeichnet, daß der Legierung bis zu ca. 0,8 % Chrom, bis zu ca. 0,5 % Kupfer, bis zu ca. 0,15 % Vanadium, bis zu ca. 0,06 % Niob sowie Spuren von Titan und Bor einzeln oder in Kombination beigegeben werden.
- 25
5. Anwendung des Verfahrens nach den Ansprüchen 1 bis 4 auf die Herstellung von warmgewalzten Stahlstäben oder -drähten mit glatter Oberfläche, die zumindest an den Enden mit kalt aufgerollten, zum Aufschrauben eines Verbindungs oder Verankerungskörpers geeigneten Gewinden versehen werden, bei denen die Ausrundung in den Gewindekehlen einen wesentlich größeren Krümmungsradius hat als an den Gewindespitzen.
- 30
6. Anwendung des Verfahrens nach den Ansprüchen 1 bis 4 auf die Herstellung von Stahlstäben oder -drähten, die im Wege des Warmwalzens mit Rippen versehen werden, welche zumindest in Teilbereichen entlang einer Schraubenlinie verlaufen, die an zwei einander gegenüberliegenden Seiten des Stabumfangs angeordnet sind und Teile eines Gewindes bilden, auf das ein mit einem entsprechenden Gegengewinde versehener Verbindungs- oder Verankerungskörper aufgeschraubt werden kann.
- 35
7. Anwendung nach Anspruch 6, dadurch gekennzeichnet, daß die Rippen so ausgebildet und angeordnet sind, daß das Verhältnis von Höhe zu mittlerer Breite zu Abstand der Rippen etwa 0,5 zu 1 zu 4 beträgt.

### Claims

- 40
1. A process for the heat-treatment of hot-rolled prestressing steels in the form of rods or wires having a yield stress of from 835 to 1080 N/mm<sup>2</sup> and a tensile strength of from 1030 to 1230 N/mm<sup>2</sup>, in which steels having a C content of from 0.50 to 0.80 %, an Si content of from 0.20 to 0.50 % and an Mn content of 0.30 to 0.80 %, are subjected, after hot rolling, to a surface quenching with water from the rolling temperature at the outlet side of the finishing stand at a final rolling temperature which is at the lower limit of the thermal deformability of the steel just above the critical point  $A_3$ , so that in a peripheral zone (R) the material is converted directly and completely into martensite, and that the heat content remaining in the core zone (K) during the subsequent cooling does not cause tempering of the martensitic peripheral zone (R) beyond the range of the intermediate phase in such a way that, by temperature equalisation, the surface temperature of the peripheral zone reaches between 400 degrees and 500 degrees C in the period between the second and sixth seconds of the heat treatment, depending on the rod diameter.
- 45
2. A process according to Claim 1, characterised in that steels having a C content of about 0.75 %, an Si content of about 0.25 % and an Mn content of about 0.60 % are used.
- 50
3. A process according to Claim 1 or 2, characterised in that the final rolling temperature is between 860 and 1060 degrees C.
- 55
4. A process according to any one of Claims 1 to 3, characterised in that up to about 0.8 % chromium, up to about 0.5 % copper, up to about 0.15 % vanadium, up to about 0.06 % niobium and also traces of titanium and boron are added individually or in combination to the alloy.

5. Use of the process according to Claims 1 to 4 in the manufacture of hot-rolled steel rods or wires with a smooth surface, at least the ends of which are provided with cold-rolled threads which are suitable for screwing on a connecting or anchoring member, wherein the radiusing into the thread roots has a substantially larger radius of curvature than at the thread crests.

6. Use of the process according to Claims 1 to 4 in the manufacture of steel rods or wires provided during hot-rolling with ribs, at least portions of which extend along a helix and which are disposed on two mutually opposed sides of the rod circumference and forms parts of a thread on to which can be screwed a connecting or anchoring member provided with a corresponding counter-thread.

7. Use according to Claim 6, characterised in that the ribs are so formed and arranged that the ratio of height to average width to spacing of the ribs is about 0.5:1:4.

## Revendications

1. Procédé pour le traitement thermique d'aciers de précontrainte laminés à chaud en forme de barres ou de câbles ayant une limite d'élasticité de 835 à 1080 N/mm<sup>2</sup> et une résistance à la traction de 1030 à 1230 N/mm<sup>2</sup>, selon lequel des aciers ayant une teneur en C de 0,50 à 0,80 %, une teneur en Si de 0,20 à 0,50 % et une teneur en Mn de 0,30 à 0,80 % sont, après le laminage à chaud et à partir de la température de laminage sur le côté de sortie de la cage finisseuse présentant une température finale de laminage située à la limite inférieure de la déformabilité à chaud de l'acier et juste au-dessus du point de transformation A<sub>3</sub>, soumis à une trempe de surface au moyen d'eau de telle sorte que le matériau est transformé directement et totalement en martensite dans une zone marginale (R), et que l'enthalpie résiduelle dans la zone de coeur (K) ne produit pas pendant le refroidissement consécutif un revenu de la zone marginale martensitique (R) au-delà de la plage du domaine bainitique, de telle sorte que la température de surface de la zone marginale est, par égalisation de température, dans la période comprise entre la deuxième et la sixième seconde du traitement thermique, comprise entre 400 degrés et 500 degrés C selon le diamètre de la barre.

2. Procédé selon la revendication 1, caractérisé en ce que l'on utilise des aciers ayant une teneur en C d'environ 0,75 %, une teneur en Si d'environ 0,25 %, une teneur en Mn d'environ 0,60 %.

3. Procédé selon la revendication 1 ou 2, caractérisé en ce que la température de laminage finale est comprise entre 860 et 1060°C.

4. Procédé selon l'une quelconque des revendications 1 à 3, caractérisé en ce que l'on ajoute à l'alliage jusqu'à environ 0,8 % de chrome, jusqu'à environ 0,5 % de cuivre, jusqu'à environ 0,15 % de vanadium, jusqu'à environ 0,06 % de niobium, ainsi que des traces de titane et de bore, individuellement ou en combinaison.

5. Utilisation du procédé selon l'une quelconque des revendications 1 à 4, pour la fabrication de barres ou de câbles d'acier laminés à chaud et à surface lisse, qui sont munis au moins à leurs extrémités de filetages appropriés et laminés à froid pour y visser un corps de liaison ou d'ancrage, dans lequel l'arrondi des gorges du filetage a un rayon de courbure sensiblement plus important que celui des pointes.

6. Utilisation du procédé selon l'une quelconque des revendications 1 à 4, pour la fabrication de barres ou de câbles d'acier, qui sont munis de nervures pendant le laminage à chaud, disposées au moins dans les régions partielles le long d'une hélice, qui sont prévues sur les deux côtés mutuellement opposés de la périphérie de la barre et forment une partie d'un filetage sur lequel peut être vissé un corps de liaison ou d'ancrage muni d'un contre-filetage correspondant.

7. Utilisation du procédé selon la revendication 6, caractérisé en ce que les nervures sont constituées et disposées de manière que le rapport entre la hauteur et la largeur moyenne et la distance entre nervures soit sensiblement d'environ 0,5 à 1 à 4.

FIG.1



