

(19)



Europäisches Patentamt
European Patent Office
Office européen des brevets



(11)

EP 0 185 341 B2

(12)

NEUE EUROPÄISCHE PATENTSCHRIFT

(45) Veröffentlichungstag und Bekanntmachung des
Hinweises auf die Entscheidung über den
Einspruch:
10.02.1999 Patentblatt 1999/06

(51) Int Cl.⁶: **C21D 8/08**

(45) Hinweis auf die Patenterteilung:
25.09.1991 Patentblatt 1991/39

(21) Anmeldenummer: **85116005.1**

(22) Anmeldetag: **16.12.1985**

(54) Verfahren zur Erhöhung der Festigkeit von Bewehrungsstählen

Method of increasing the strength of reinforcing steels

Procédé pour augmenter la résistance des aciers à béton

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

(30) Priorität: **17.12.1984 DD 270878**

(43) Veröffentlichungstag der Anmeldung:
25.06.1986 Patentblatt 1986/26

(73) Patentinhaber: **SKET Walzwerkstechnik GmbH
39120 Magdeburg (DE)**

(72) Erfinder:
• **Günther, Ernst, Dr.-Ing.**
DDR-1800 Brandenburg (DD)
• **Fischer, Klaus, Dipl.-Ing.**
DDR-1800 Brandenburg (DD)
• **Schmidt, Jochen, Dipl.-Ing.**
DDR-1800 Brandenburg (DD)

• **Brennecke, Norbert, Dr.-Ing.**
DDR-3060 Magdeburg (DD)

(74) Vertreter: **Kietzmann, Manfred et al**
Kietzmann & Vosseberg,
Patentanwalt-Rechtsanwalt-Partnerschaft,
Friedrichstrasse 95
10117 Berlin (DE)

(56) Entgegenhaltungen:
DD-A- 149 943 **DE-A- 1 433 757**
DE-A- 1 433 760 **DE-B- 1 533 999**
DE-C- 1 433 760 **DE-C- 2 345 738**
DE-C- 2 900 271

• **STEEL IN THE USSR, Band 7, Nr. 8, August 1977,**
Seiten 464-466, London, GB; V. Y. SAVENKOV et
al.: "Quenching and tempering of reinforcing
steel rod at krivoi rog works"

EP 0 185 341 B2

Beschreibung

[0001] Die Erfindung betrifft ein Verfahren zur Erhöhung der Festigkeit, insbesondere der Streckgrenze, von gerippten Betonstählen mit guter Schweißbeignung und Kaltumformbarkeit, die als Walzdraht in Form von Ringbunden auf kontinuierlichen Hochleistungsdrahtstraßen hergestellt werden, bei denen der mit hoher Geschwindigkeit aus dem letzten Walzgerüst austretende Draht durch ein rotierendes Legerohr in nicht konzentrischen Windungen auf einem Windungstransporteur ausgefächert wird.

[0002] Zur Erhöhung der Festigkeit, insbesondere der Streckgrenze von Betonstählen, die im Walzzustand gleichzeitig eine gute Schweißbeignung und Kaltumformbarkeit aufweisen, sind 2 unterschiedliche Verfahrenstechniken bekannt:

- Legierungsverfestigung

[0003] Diese Stähle erreichen die geforderten Festigkeitseigenschaften aufgrund ihres Legierungsgehaltes und werden im Walzzustand eingesetzt. Sie werden daher auch als naturharte Stähle bezeichnet. Die Legierungsbasis der naturharten Stähle bilden die Elemente C, Si und Mn. Aus Gründen der Schweißbeignung kann der Gehalt an diesen Elementen jedoch nicht beliebig erhöht werden, so daß je nach den Anforderungen an die Schweißbeignung hohe Streckgrenzenwerte von z. B. 400 bis 500 MPa oder darüber nur durch einen Zusatz von ausscheidungshärtenden Legierungselementen wie V, Ti oder Nb realisiert werden können. Diese sog. Mikrolegierungselemente sind jedoch sehr teuer und unterliegen einem ständigen Preisanstieg, so daß beim Zusatz von Mikrolegierungselementen die Kosten für die Stahlherstellung erheblich ansteigen.

[0004] Die Wirkung der Mikrolegierungselemente zur Erhöhung der Festigkeit kann kombiniert werden mit einer Hochtemperaturthermomechanischen Behandlung (HTMB) mit Umwandlung in der Perlitstufe oder einer gesteuerten Abkühlung, bei der der Walzdraht mit vorgegebener Geschwindigkeit bis in und durch den Temperaturbereich der Perlitstufenumwandlung abgekühlt wird.

[0005] Bei der HTMB wird der Walzprozeß in eine Vor- und Fertigwalzphase aufgeteilt, wobei das Fertigwalzen mit einem vorgegebenen Umformgrad im unteren Austenitgebiet, d. h. im Temperaturbereich von etwa 900 - 750° C erfolgt. Sowohl bei Anwendung der HTMB als auch bei der gesteuerten Abkühlung mit Perlitstufenumwandlung sind sehr hohe Streckgrenzenwerte von z. B. 500 MPa und darüber bei gleichzeitiger Gewährleistung guter Schweißbeignung und Kaltumformbarkeit ohne Zusatz von Mikrolegierungselementen nicht zu erreichen. Außerdem kann eine HTMB auf kontinuierlichen Hochleistungsdrahtstraßen der üblichen Bauart aus folgenden Gründen nicht angewendet werden:

- Die Walzblöcke sind mechanisch nicht für das Walzen im Temperaturbereich der Fertigwalzphase ausgelegt.
- Die bei der Umformung entstehende Wärme kann infolge der hohen Walzgeschwindigkeiten nicht abgeführt werden und führt zu einer Wiedererwärmung des Walzgutes bis auf Walzendtemperaturen von etwa 1000° C.

- Partielle Vergütung aus der Walzhitze

[0006] Eine partielle Vergütung aus der Walzhitze wird dadurch erreicht, daß der Stahl unmittelbar nach dem letzten Walzstich eine in der technologischen Linie der Walzstraße angeordnete Wasserkühlstrecke durchläuft, wobei die oberflächennahen Bereiche durch eine intensive Druckwasserkühlung bis unter den Martensitpunkt abgeschreckt und dann im Verlauf des nachfolgenden Temperatenausgleichs durch die im Kern verbliebene Wärme auf eine bestimmte Ausgleichstemperatur angelassen werden. Der so behandelte Stahl weist eine konzentrische Randzone aus Vergütungsgefüge (hochangelassenem Martensit und/oder Bainit) und einen ferritisch-perlitischen Kern auf. Zwischen Rand und Kern kann eine Übergangszone aus einem Gemisch beider Gefügeausbildungen angeordnet sein.

Die Streckgrenze bzw. Zugfestigkeit der partiell vergüteten Stähle hängt ab vom Flächenanteil der verschiedenen Gefüge am Gesamtquerschnitt des Walzgutes. So muß z. B. zur Sicherung einer Mindeststreckgrenze von 500 MPa der Flächenanteil der vergüteten Bandzone am Gesamtquerschnitt mindestens 30 - 40 % betragen.

[0007] Partiiell vergütete Betonstähle werden ab 8 mm Nenndurchmesser auf Feinstahlstraßen als Stabstahl bei Walzgeschwindigkeiten bis maximal etwa 20 m/s hergestellt.

Auf kontinuierlichen Hochleistungsdrahtstraßen werden maximale Walzgeschwindigkeiten von 50 - 100 m/s, teilweise auch darüber erreicht. Wenn bei derartigen Walzgeschwindigkeiten die Abkühlung in einer druckwasserbeaufschlagten Kühlstrecke soweit erfolgen soll, daß eine martensitische Randzone mit einem Querschnittsanteil von 30 - 40 % entsteht, werden auch bei Gleichstromkühlrohren die Bremskräfte so groß, daß die Walzader zwischen dem letzten Gerüst und der Kühlstrecke ausbricht. Außerdem ist ein störungsfreies Windungslegen des soweit abgekühlten Drahtes nicht mehr möglich.

Aus diesem Grunde werden gegenwärtig naturharte Betonstähle mit Streckgrenzen über 400 oder 500 MPa auf kontinuierlichen Hochleistungsdrahtstraßen entweder mit nicht gewährleister bzw. eingeschränkter Schweißbeignung

oder als mikrolegierte Stähle gegebenenfalls in Verbindung mit einer gesteuerten Abkühlung bis in den Bereich der Perlitstufenumwandlung hergestellt.

[0008] Das Ziel der Erfindung besteht darin, mit einem zu entwickelnden Verfahren den Legierungsaufwand für die Erzeugung höherfester Betonstähle mit guter Schweißbeignung und Kaltumformbarkeit zu verringern und damit die Herstellungskosten gegenüber den für kontinuierliche Hochleistungsdrahtstraßen bekannten Lösungen entscheidend zu senken.

[0009] Der Erfindung liegt die Aufgabe zugrunde, ein Verfahren zur Erhöhung der Festigkeit, insbesondere der Streckgrenze, von gerippten Betonstählen mit guter Schweißbeignung und Kaltumformbarkeit, die als Walzdraht in Ringbundform auf kontinuierlichen Hochleistungsdrahtstraßen hergestellt werden, bei denen der mit hoher Geschwindigkeit aus dem letzten Walzgerüst austretende Draht durch ein rotierendes Legerohr in nicht konzentrischen Windungen auf einem Windungstransporteur ausgefächert wird, zu entwickeln, bei denen die gewünschten mechanischen Eigenschaften der gerippten Betonstähle ohne Zusatz von besonderen Legierungszusätzen in einem kontinuierlichen Verfahrensablauf erreicht werden.

[0010] Erfindungsgemäß wird die gestellte Aufgabe unter Anwendung der in Anspruch 1 erwähnten Maßnahmen dadurch gelöst, daß der Stahl, z. B. Walzdraht, in der Endphase des Warmwalzprozesses in einer vorgegebenen Zeitspanne, die nicht wesentlich überschritten werden darf, mit einer bestimmten Formänderung (Querschnittsabnahme) umgeformt wird und unmittelbar nach der Umformung sehr schnell auf eine Temperatur zwischen 850 und 600 °C abgeschreckt wird, so daß zu Beginn der γ - α -Umwandlung ein feinst- oder unvollständig rekristallisiertes Austenitgefüge vorliegt. Dadurch wird ein sehr feinkörniges Sekundärgefüge erzielt, das dem Stahl hohe Festigkeitswerte bei gleichzeitig sehr guten plastischen Eigenschaften verleiht, ohne daß besondere Legierungszusätze notwendig sind.

[0011] Erfindungsgemäß muß die Umformung in der Endphase des Warmwalzprozesses, die in einem oder mehreren Walzstichen durchgeführt werden kann, mindestens 60 % betragen und in weniger als 1 Sekunde erfolgen und die Walzendtemperatur etwa 1050 °C betragen und der Walzdraht unmittelbar nach der Umformung in weniger als 2 Sekunden bis in den Temperaturbereich zwischen 850 und 600 °C abgekühlt werden und in diesem Temperaturbereich so lange belassen werden, bis die γ - α -Umwandlung weitestgehend abgeschlossen ist.

[0012] Auf diese Weise kann ein ähnlicher Effekt der Festigkeitssteigerung erzielt werden, wie er sich bei einer HTMB einstellt, bei der aber eine bestimmte Umformung in einem vorgegebenen Temperaturbereich erfolgen muß.

[0013] Die Abkühlung bis in den Temperaturbereich zwischen der Rekristallisationstemperatur des Austenits und der A_{r1} -Umwandlungstemperatur kann auch so schroff erfolgen, daß sich eine konzentrische Randzone aus Härtinggefüge (Martensit und/oder Bainit) ausbildet und sich die vorgegebene Temperatur erst im Verlauf des nachfolgenden Temperatursausgleichs zwischen Rand und Kern einstellt, wobei die gehärtete Randzone hoch angelassen wird. Bei dieser Verfahrensweise ist es zweckmäßig, wenn die Abkühlung in der Zeit von weniger als 2 Sekunden auf eine Ausgleichstemperatur zwischen 720 und 600 °C erfolgt und gesichert wird, daß der Flächenanteil der gehärteten und angelassenen Randzone max. 20 - 30 % vom Gesamtquerschnitt beträgt.

[0014] Die Abkühlung bis in den Temperaturbereich zwischen der Rekristallisationstemperatur des Austenits und der A_{r1} -Umwandlungstemperatur kann auch so erfolgen, daß eine vollständige Umwandlung in der Perlitstufe gewährleistet ist. Bei dieser Verfahrensweise ist es zweckmäßig, wenn die Abkühlung in der Zeit von weniger als 2 Sekunden auf eine Temperatur zwischen 850 und 700 °C erfolgt und der Temperaturbereich bis etwa 600 °C mit einer auf die chemische Zusammensetzung des Stahls abgestimmten Abkühlungsgeschwindigkeit so durchlaufen wird, daß die Umwandlung vollständig in der Perlitstufe abläuft. Auch wenn die Abkühlung in der Zeit von weniger als 2 Sekunden so erfolgt, daß eine konzentrische Randzone aus Vergütungsgefüge entsteht, ist es zur Sicherung hoher Streckgrenzenwerte bei gleichzeitig guten plastischen Eigenschaften zweckmäßig, wenn der Temperaturbereich von der Ausgleichstemperatur bis etwa 600 °C mit einer auf die chemische Zusammensetzung des Stahls abgestimmten Abkühlungsgeschwindigkeit so durchlaufen wird, daß die Umwandlung der Kernzone vollständig in der Perlitstufe abläuft.

[0015] Eine vorteilhafte Ausgestaltung der erfindungsgemäßen Lösung besteht darin, daß der Stahl in der Endphase des Warmwalzprozesses mit einer Querschnittsänderung von 82 % in acht Walzstichen und einer Gesamtzeit von 0,4 Sekunden umgeformt wird und die Walztemperatur 1050 °C beträgt.

[0016] Die Erfindung wird nachfolgend an 2 Beispielen näher erläutert.

[0017] Aus 2 verschiedenen Stählen, deren chemische Zusammensetzung in Tafel 1 angegeben ist, wurde Walzdraht von 8 mm Ø in Ringbundform hergestellt. Dabei wurden 3 verschiedene Varianten der Endumformung und Abkühlung gewählt:

Variante 1 (konventionelle Behandlung):

[0018] Umformgrad beim letzten Walzstich 20 %, Walzendtemperatur 1050 °C, nach dem letzten Walzstich unregelte Abkühlung des Walzdrahtes an ruhender Luft.

Variante 2 (erfindungsgemäßes Verfahren):

[0019] Walzen mit einer kontrollierten Umformung in der Endphase des Walzprozesses von 82 %, die in 8 Walzstichen und einer Gesamtzeit von 0,4 Sekunden erfolgte. Die Walzendtemperatur betrug 1050 °C. Nach dem letzten Walzstich wurde der Draht zunächst in 1,5 Sekunden auf eine Ausgleichstemperatur von 750 - 780 ° C abgekühlt, dann weiter mit einer Geschwindigkeit von 6 K/s bis auf eine Temperatur von 700 ° C und dann mit einer Geschwindigkeit von 2 K/s bis auf eine Temperatur von 600 °C. Auf diese Weise wurde eine vollständige Umwandlung in der Perlitstufe erzielt.

Variante 3 (erfindungsgemäßes Verfahren):

[0020] Walzen mit einer kontrollierten Umformung in der Endphase des Walzprozesses von 82 %, die in 8 Walzstichen und einer Gesamtzeit von 0,4 Sekunden erfolgte. Die Walzendtemperatur betrug 1050 °C. Nach dem letzten Walzstich wurde der Draht in 1,5 Sekunden auf eine Ausgleichstemperatur von 620 - 650 °C abgekühlt und dann mit einer Geschwindigkeit von 2 K/s bis auf eine Temperatur von etwa 580 °C. Dabei wurde eine vergütete Randzone mit einem Flächenanteil von 18 - 24 % und eine ferritisch-perlitische Kernzone erzielt.

Die mit den unterschiedlichen Behandlungsvarianten bei den beiden Versuchsstählen erzielten mechanischen Eigenschaften sind in der Tafel 1 mit aufgeführt. Daraus geht hervor, daß der Stahl A, der mit 0,15 % C und 0,50 % Mn eine ausgezeichnete Schweißbeignung aufweist, bei einer Umformung und Abkühlung nach der erfindungsgemäßen Variante 3 die Anforderungen an einen Betonstahl der Festigkeitsklasse III ($R_e \geq 400$ bzw. 420 MPa) bei sehr hohen Werten für die Bruchdehnung erfüllt. Stahl B, der mit 0,23 % C und 1,05 % Mn noch eine gute Schweißbeignung besitzt, erfüllt bereits bei einer Behandlung nach der erfindungsgemäßen Variante 2 die Forderungen der Festigkeitsklasse III und erreicht bei einer Behandlung nach der erfindungsgemäßen Variante 3 in den Festigkeitswerten das Niveau der Festigkeitsklasse IV ($R_e \geq 500$ MPa), wobei die Bruchdehnung mit 23,2 % wesentlich über den für die Festigkeitsklasse IV typischen Werten liegt.

Tafel 1: Chemische Zusammensetzung und mechanische Eigenschaften der untersuchten Stähle

Stahl	C	Si Masse - %	Mn	Behandlungs- variante	Streckgrenze Re MPa	Zugfestigkeit Rm MPa	Bruchdehnung A ₅ %
A	0,15	0,25	0,50	1	305	457	37,2
				2	375	510	38,4
				3	471	563	30,6
B	0,23	0,45	1,05	1	353	529	32,7
				2	432	609	33,5
				3	557	703	23,2

Patentansprüche

- Verfahren zur Erhöhung der Festigkeit, insbesondere der Streckgrenze, von gerippten Betonstählen mit guter Schweißbeignung und Kaltumformbarkeit, die als Walzdraht in Ringbunden auf kontinuierlichen Hochleistungs-

drahtstraßen hergestellt werden, bei denen der mit hoher Geschwindigkeit aus dem letzten Walzgerüst austretende Draht durch ein rotierendes Legerohr in nicht konzentrischen Windungen auf einen Windungstransporteur ausgefächert wird, wobei der Stahl in der Endphase des Warmwalzprozesses mit einer Querschnittsänderung von mindestens 60 %, die in einem oder mehreren Walzstichen durchgeführt wird und in weniger als 1 Sekunde erfolgen muß, umgeformt wird und die Walzendtemperatur etwa 1050°C beträgt und unmittelbar nach der Umformung in weniger als 2 Sekunden bis in das Temperaturgebiet zwischen 850 und 600 °C abgekühlt wird und in diesem Temperaturbereich so lange belassen wird, bis die γ - α -Umwandlung weitestgehend abgeschlossen ist.

2. Verfahren nach Anspruch 1 gekennzeichnet dadurch, daß der Stahl unmittelbar nach der Umformung in weniger als 2 Sekunden bis in das Temperaturgebiet zwischen 720 und 600 °C so abgekühlt wird, daß eine konzentrische Randzone aus angelassenem Härungsgefüge (Martensit und/oder Bainit) entsteht und die Temperatur zwischen 720 und 600 °C durch den Temperatenausgleich zwischen Rand und Kern eingestellt wird.

3. Verfahren nach Anspruch 1 gekennzeichnet dadurch, daß der Stahl unmittelbar nach der Umformung in weniger als 2 Sekunden auf eine Temperatur zwischen 850 und 700 °C abgekühlt wird und daß der Stahl bis zu einer Temperatur von etwa 600 °C mit einer auf die chemische Zusammensetzung des Stahls abgestimmten Geschwindigkeit so abgekühlt wird, daß praktische eine vollständige Umwandlung in der Perlitstufe erreicht wird.

4. Verfahren nach Anspruch 2 gekennzeichnet dadurch, daß der Stahl von der Ausgleichstemperatur bis etwa 600 °C mit einer auf die chemische Zusammensetzung des Stahls abgestimmten Geschwindigkeit so abgekühlt wird, daß praktisch eine vollständige Umwandlung der Kernzone in der Perlitstufe erreicht wird.

5. Verfahren nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, daß der Stahl in der Endphase des Warmwalzprozesses mit einer Querschnittsänderung von 82 % in acht Walzstichen und einer Gesamtzeit von 0,4 Sekunden umgeformt wird und die Walzendtemperatur 1050 °C beträgt.

Claims

1. Process for increasing the strength, in particular the limit of elasticity, of ribbed concrete steels having good welding and cold-forming properties which are produced as rolled wire rod in ring collars on continuous high-speed wire rod mills in which the rod issuing from the last roll stand at high speed is fanned out by a rotating laying tube in non-concentric windings on to a winding transporter, with the steel being formed in the final phase of the hot-rolling process with a change in cross-section of at least 60%, which is carried out in one or more reduction stages and must be effected in less than 1 second, and the final rolling temperature is about 1050°C and with the steel immediately after the forming operation being cooled in less than 2 seconds down into the temperature range between 850 and 600°C and being left in said temperature range until the γ - α -conversion is concluded to the greatest possible extent.

2. Process according to claim 1 characterised in that immediately after the forming operation the steel is cooled in less than 2 seconds down to the temperature range of between 720 and 600°C in such a way that a concentric shell of tempered hardening structure (martensite and/or bainite) is produced and the temperature of between 720 and 600°C is adjusted by temperature equalisation between shell and core.

3. Process according to claim 1 characterised in that immediately after the forming operation the steel is cooled in less than 2 seconds to a temperature of between 850 and 700°C and that the steel is cooled to a temperature of around 600°C at a speed matched to the chemical composition of the steel in such a way that virtually complete conversion is achieved in the pearlite stage.

4. Process according to claim 2 characterised in that the steel is cooled from the equalising temperature to around 600°C at a speed matched to the chemical composition of the steel in such a way that virtually complete conversion of the core zone is achieved in the pearlite stage.

5. Process according to claim 1 characterised in that in the final phase of the hot-rolling process the steel is formed with a change in cross-section of 82% in eight reduction stages and a total time of 0.4 seconds and the final rolling temperature is 1050°C.

Revendications

1. Procédé d'accroissement de la solidité, en particulier de la limite d'étirement, d'aciers à béton crantés, ayant une bonne aptitude au soudage et une bonne aptitude à la déformation à froid, qui sont préparés sous forme de fils machine en écharpes annulaires dans des trains à fils de grande capacité continus, dans lequel le fil sortant à grande vitesse de la dernière cage de laminoir est déformé par un tube de pose en rotation en spires non concentriques sur un transporteur de spires, l'acier dans la phase finale de laminage à chaud étant déformé avec une modification de section d'au moins 60%, qui est effectuée en une ou plusieurs passes et qui doit se faire en moins d'une seconde, la température finale des cylindres s'élevant à environ 1050°C, et étant refroidi immédiatement après la déformation en moins de deux secondes jusque dans l'intervalle de température compris entre 850 et 600°C, puis laissé dans cet intervalle de température jusqu'à ce que la transformation γ - α soit achevée le plus largement possible.
2. Procédé selon la revendication 1, caractérisé en ce que l'acier immédiatement après la déformation est refroidi en moins de deux secondes jusqu'à la zone de températures comprise entre 720 et 600°C, de manière qu'apparaisse une zone marginale concentrique constituée d'une structure cristalline de durcissement recuite (martensite et/ou bainite) et que la température est réglée entre 720 et 600°C par l'équilibrage des températures entre la zone marginale et le noyau.
3. Procédé selon la revendication 1, caractérisé en ce que l'acier immédiatement après la déformation est refroidi en moins de deux secondes à une température située entre 850 et 700°C, et en ce que l'acier est refroidi jusqu'à une température d'environ 600°C avec une vitesse déterminée selon la composition chimique de l'acier de manière qu'on obtienne pratiquement une déformation complète en l'étape perlite.
4. Procédé selon la revendication 2, caractérisé en ce que l'acier est refroidi de la température d'équilibrage jusqu'à environ 600°C avec une vitesse déterminée selon la composition chimique de l'acier, de manière qu'on obtienne une transformation pratiquement complète de la zone noyau en l'étape perlite.
5. Procédé selon la revendication 1, caractérisé en ce que l'acier dans la phase finale du processus de laminage à chaud est déformé avec une modification de section de 82% en huit passes et en un temps total de 0,4 seconde, la température finale des cylindres s'élevant à 1050°C.