

19



Europäisches Patentamt
European Patent Office
Office européen des brevets

11

Veröffentlichungsnummer:

0 185 341
A2

12

EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG

21

Anmeldenummer: 85116005.1

51

Int. Cl.⁴: C21D 8/08

22

Anmeldetag: 16.12.85

30

Priorität: 17.12.84 DD 270878

43

Veröffentlichungstag der Anmeldung:
25.06.86 Patentblatt 86/26

84

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

71

Anmelder: VEB Stahl- und Walzwerk Brandenburg
Strasse der Aktivisten
DDR-1800 Brandenburg(DD)

72

Erfinder: Günther, Ernst, Dr.-Ing.
Gertrud-Piter-Platz 10
DDR-1800 Brandenburg(DD)
Erfinder: Fischer, Klaus, Dipl.-Ing.
Zu den Eichen 5
DDR-1800 Brandenburg(DD)
Erfinder: Schmidt, Jochen, Dipl.-Ing.
Karl-Miethe-Strasse 20
DDR-1800 Brandenburg(DD)
Erfinder: Brennecke, Norbert, Dr.-Ing.
Schenkendorfstrasse 15
DDR-3060 Magdeburg(DD)

74

Vertreter: Patentanwälte Beetz sen. - Beetz jun.
Timpe - Siegfried - Schmitt-Fumian
Steinsdorfstrasse 10
D-8000 München 22(DE)

54

Verfahren zur Erhöhung der Festigkeit von Bewehrungsstählen.

57

Die Erfindung betrifft ein Verfahren zur Erhöhung der Festigkeit von Bewehrungsstählen, insbesondere von gerippten Betonstählen, die als Walzdraht in Form von Ringbunden auf kontinuierlichen Hochleistungsdrahtstraßen hergestellt werden.

Ziel der Erfindung besteht in der Verringerung des Legierungsaufwandes für die Herstellung höherfester Betonstähle. Aufgabe ist es, ein Verfahren zur Erhöhung der Festigkeit, insbesondere der Streckgrenze von Betonstählen bei gleichzeitiger Sicherung guter Schweißeignung und guter plastischer Eigenschaften zu entwickeln.

Erfindungsgemäß wird der Walzdraht in der Endphase des Warmwalzprozesses in einer vorgegebenen Zeitspanne mit einer bestimmten Formänderung (Querschnittsabnahme) umgeformt und unmittelbar nach der Umformung sehr schnell auf eine Temperatur unterhalb der Rekristallisationstemperatur des Austenits, aber oberhalb der A_{r1}-Umwandlungstemperatur abgeschreckt, so daß zu Beginn der γ - α -Umwandlung ein feinst- oder unvollständig rekristallisiertes Austenitgefüge vorliegt.

EP 0 185 341 A2

Verfahren zur Erhöhung der Festigkeit von Bewehrungsstählen

Die Erfindung betrifft ein Verfahren zur Erhöhung der Festigkeit von Bewehrungsstählen. Das Verfahren eignet sich besonders zur Erhöhung der Festigkeit von gerippten Betonstählen, 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.

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

- Legierungsverfestigung

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 Schweißbeugung kann der Gehalt an diesen Elementen jedoch nicht beliebig erhöht werden, so daß nach den Anforderungen an die Schweißbeugung 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.

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.

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 Schweißbeugung 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 Walztemperaturen von etwa 1000 °C.

- Partielle Vergütung aus der Walzhitze

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 Temperaturengleichs 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 Randzone am Gesamtquerschnitt mindestens 30 - 40 % betragen.

Partiell vergütete Betonstähle werden ab 8 mm Nenn-durchmesser 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 gewährleitetem bzw. eingeschränkter Schweißbeugung oder als mikrolegierte Stähle gegebenenfalls in Verbindung mit einer gesteuerten Abkühlung bis in den Bereich der Perlitstufenumwandlung hergestellt.

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

Der Erfindung liegt die Aufgabe zugrunde, ein Verfahren zur Erhöhung der Festigkeit, insbesondere der Streckgrenze von Betonstählen bei gleichzeitiger Sicherung einer guten Schweißbeugung und guter plastischer Eigenschaften zu entwickeln. Das Verfahren soll sich zur Herstellung von gerippten Betonstählen als Walzdraht in Ringbundform vorzugsweise auf kontinuierlichen Hochleistungsdrahtstraßen eignen, 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.

Erfindungsgemäß wird die gestellte Aufgabe 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 be-

stimmten Formänderung (Querschnittsabnahme) umgeformt wird und unmittelbar nach der Umformung sehr schnell auf eine Temperatur unterhalb der Rekristallisationstemperatur des Austenits, aber oberhalb der A_{r1}-Umwandlungstemperatur 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.

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 der Stahl, z. B. Walzdraht, in weniger als 2 Sekunden bis in den o. g. Temperaturbereich, der zwischen etwa 850 und 600 °C liegt abgekühlt werden und in diesem Temperaturbereich so lange belassen werden bis die γ - α -Umwandlung weitestgehend abgeschlossen ist.

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.

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 Härtungsgefüge (Martensit und/oder Bainit) ausbildet und sich die vorgegebene Temperatur erst im Verlauf des nachfolgenden Temperaturengleichs 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.

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.

Die Erfindung wird nachfolgend an 2 Beispielen näher erläutert.

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

Variante 1 (konventionelle Behandlung):

Umformgrad beim letzten Walzstich 20 %, Walztemperatur 1050 °C, nach dem letzten Walzstich unregelmäßige Abkühlung des Walzdrahtes an ruhender Luft.

Variante 2 (erfindungsgemäßes Verfahren):

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 Walztemperatur 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):

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 Walztemperatur 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

Ansprüche

1. Verfahren zur Erhöhung der Festigkeit, insbesondere der Streckgrenze von Betonstählen mit guter Schweißbarkeit und Kaltumformbarkeit, die als Walzdraht in Ringbunden auf kontinuierlichen Hochleistungsdrahtstraßen hergestellt werden, gekennzeichnet dadurch, daß 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 unmittelbar nach der Umformung in weniger als 2 Sekunden bis in das Temperaturgebiet zwischen der Rekristallisationstemperatur des Austenits und der A_1 -Umwandlungstemperatur, in der Regel 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 Härtingsgefüge (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.

25

30

35

40

45

50

55

60

65

5