

5

Verfahren zur Herstellung eines warmgefertigten langgestreckten Erzeugnisses insbesondere Stab oder Rohr aus hochlegiertem oder übereutektoidem Stahl

Beschreibung

10

Die Erfindung betrifft ein Verfahren zur Herstellung eines warmgefertigten langgestreckten Erzeugnisses insbesondere Stab oder Rohr aus hochlegiertem oder übereutektoidem Stahl gemäß dem Gattungsbegriff des Hauptanspruches.

15

Hochlegierte oder übereutektische Stähle insbesondere Wälzlagerstahl wie z. B. 100Cr6 bilden bei Abkühlung von hohen Temperaturen (1100 bis 1250° C) Korngrenzenkarbide und perlitische Gefügebestandteile. Diese verschlechtern eine mechanische Bearbeitbarkeit und Härbarkeit sowie eine spanlose Umformung. Das zur Weiterverarbeitung geeignete Gefüge mit kugeligem Zementit kann nur nach langen Glühprozessen (GKZ-Glühung) von 16 Stunden und mehr eingestellt werden. In der Vergangenheit hat es eine Vielzahl von Überlegungen gegeben, wie man die Dauer der Weichglühung verkürzen oder sogar die Weichglühung völlig substituieren kann.

20

25

F. Mladen und E. Hornbogen haben den Einfluß einer thermomechanischen Behandlung auf die mechanischen Eigenschaften des Stahls 100Cr6 untersucht (Archiv Eisenhüttenwesen 49 (1978) Nr. 2, Seiten 449 bis 453). Das Austenitisieren erfolgte bei einer Temperatur oberhalb der Grenztemperatur zur vollständigen Auflösung von Fe_3C , die bei einem C-Gehalt von 0,99 Massenanteile in Prozent bei etwas weniger als 1100° C liegt. Das Warmwalzen wurde beginnend bei 1100° C bei gleichzeitiger Abkühlung bis auf 720° C durchgeführt. Die Abkühlung von 720° C auf Raumtemperatur erfolgte durch Wasserabschrecken. Einzelheiten der Umformabfolge sind in dieser Abhandlung nicht erwähnt. Das thermomechanisch behandelte Gefüge zeigt eine so feindisperse Verteilung der Karbide, daß die Grenzen des Auflösungsvermögens des Lichtmikroskops erreicht werden. Begründet wird die

30

35

günstigere Verteilung durch eine Erhöhung der Versetzungsdichte und die aus den Versetzungen entstehenden Subkorn Grenzen, wodurch neue Keimbildungsstellen für die Karbide geschaffen werden.

- 5 Aus der DE-PS 2361330 ist ein Verfahren zur Herstellung von zylindrischen Wälzkörpern aus einem Stahl mit 0,7 bis 1,2 Massenanteile in Prozent Kohlenstoff bekannt. Bei diesem Verfahren wird der bei 1000° C warmgewalzte Stahldraht rasch auf eine seiner unteren Perlitstufe entsprechende Temperatur abgekühlt, anschließend isotherm umgewandelt und durch Kaltziehen ohne Zwischenglühung auf eine Härte
10 von 50 HRC gebracht. Durch das rasche Abkühlen des Drahtes sowie die anschließende isotherme Umwandlung wird ein Gefüge mit feinlamellarem Perlit erzielt, welches es ermöglicht, nach dem Entzundern und Phosphatieren den Draht zu ziehen, ohne daß eine zwischengeschaltete Glühung erforderlich wäre.
- 15 Aufgabe der vorliegenden Erfindung ist es, ein besonders kostengünstiges Verfahren zur Herstellung eines warmgefertigten langgestreckten Erzeugnisses insbesondere Stab oder Rohr aus hochlegiertem Stahl oder übereutektoidem Stahl insbesondere Wälzlagerstahl anzugeben, bei dem ein Gefüge erzeugt wird, das ohne eine vorherige Weichglühung wie z. B. Glühung auf kugeligen Zementit (GKZ) für eine spanlose
20 Weiterverarbeitung und eine Endwärmebehandlung bestens geeignet ist. Eine weitere Aufgabe besteht darin, ein Gefüge zu erzeugen, das ohne eine vorherige Weichglühung für eine spanende Weiterverarbeitung mit einer abschließenden Endwärmebehandlung ebenfalls geeignet ist.
- 25 Diese Aufgabe wird mit den im kennzeichnenden Teil des Anspruches 1 angegebenen Merkmalen gelöst. Vorteilhafte Weiterbildungen sind Bestandteil von Unteransprüchen.

Die aufeinander abgestimmten Verfahrensschritte ermöglichen es, das gewünschte Gefüge zu erzeugen, wobei im Fall des Wälzlagerstahles eine Brinellhärte kleiner
30 gleich 280 HB30 vorzugsweise kleiner 250 HB30 erreicht wird. Dieses Gefüge ermöglicht es auch, beispielsweise warmgefertigte Rohre unter Verzicht einer Weichglühung direkt einer Bearbeitung zuzuführen. Der optimierte Fertigungsprozeß ist besonders kostengünstig, da die Weichglühung wie auch die damit verbundenen Transport- und Arbeitsgänge entfallen. Die Bearbeitung der erfindungsgemäß

warmgefertigten langgestreckten Erzeugnisse kann ein Kaltziehen oder Kaltpilgern oder Kaltrollen bzw. Querwalzen sein.

- Nachfolgend sind die Verfahrensschritte im einzelnen erläutert, die wesentlich zum Erfolg des erfindungsgemäßen Verfahrens beitragen. Nach den ersten Umformungen und vor der Wiedererwärmung für den nachfolgenden kontinuierlichen Walzprozeß ist ein erster Verfahrensschritt das geregelte Erwärmen oder Abkühlen im Sinne eines Temperatenausgleichs über Länge und Umfang des eine unterschiedliche Temperatur aufweisenden Walzgutes, wobei die angesteuerte Ausgleichstemperatur unterhalb der vorgegebenen Temperatur im Wiedererwärmungssofen liegt. Die vorgenannte Maßnahme hat zum einen den Zweck, die Temperatur des Walzgutes sehr genau auch unter Berücksichtigung der Regelungsmöglichkeiten des Wiedererwärmungssofens einstellen zu können. Weiterhin soll mit dieser Maßnahme erreicht werden, daß für die temperaturabhängige Waddickenmessung beim Rohr vor Einlauf in das Reduzierwalzwerk möglichst exakte und reproduzierbare Bedingungen gegeben sind. Die wahlweise zu treffende Maßnahme, d. h. das Erwärmen oder Abkühlen, ist abhängig von der Dicke des zu walzenden Gutes. Bei dickwandigen Rohren wird beispielsweise bei einer Rohrstoßbankanlage die Temperatur des Rohres nach den ersten Umformungen Lochen, Elongieren und Stoßen oberhalb 700° C liegen. In einem solchen Fall wird ein Temperatenausgleich über ein geregeltes Abkühlen auf eine vorgegebene Ausgleichstemperatur in einen Temperaturbereich zwischen 650° und 700° C erreicht. Bei dünnwandigen Rohren, die sehr schnell an Temperatur verlieren, liegt häufig die Temperatur unterhalb 650°, so daß dann der Temperatenausgleich über ein geregeltes Erwärmen auf eine vorgegebene Ausgleichstemperatur in den zuvor genannten Bereich zwischen 650 und 700° C erfolgen muß.

- Die eigentliche Wiedererwärmung erfolgt auf eine Temperatur entweder unterhalb A_{c1} jedoch oberhalb 650° C oder oberhalb A_{c1} jedoch unterhalb A_{cma} (a = Anfang des Gebietes der Karbidauflösung). Dabei ist zu berücksichtigen, daß wie bekannt, die A_{c1} - bzw. A_{cma} -Temperatur in erster Linie vom Kohlenstoffgehalt der eingesetzten Werkstoffgüte und von der Umformgeschichte abhängig ist. Der erstgenannte Temperaturbereich entspricht im kontinuierlichen Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild (ZTU) dem Zweiphasengebiet $\gamma + Fe_3C$, der zweitgenannte dem Zweiphasengebiet $\delta + Fe_3C$.



Eine weitere Maßnahme für die vorgeschlagene Kombination von abgestimmten Verfahrensschritten betrifft den abschließenden kontinuierlichen Walzprozeß vorzugsweise im Streckreduzierwalzwerk. Im Unterschied zu anderen Walzverfahren sind die Eingriffsmöglichkeiten bei diesem schnell ablaufenden kontinuierlichen Walzprozeß gering. Trotzdem ist für das vorgeschlagene Verfahren von Bedeutung, daß zum einen im Reduzierwalzwerk pro Gerüst eine Mindest-Teilumformung ausgedrückt als Streckung $RW \geq 1,03$ und zum anderen ein Mindeststreckgrad für die Gesamtumformung $\geq 1,5$ eingehalten werden. In Sonderfällen kann die Gesamtstreckung sogar noch etwas tiefer d. h. bei $\geq 1,4$ liegen. Außerdem soll die während des Walzens aufgrund der Verlustarbeit sich ergebende Temperaturerhöhung bzw. ein infolge zu starker Kühlung sich ergebender Temperaturabfall so gering wie möglich sein. In jedem Fall muß sichergestellt werden, daß die Walzung im jeweiligen Zweiphasengebiet erfolgt und auch bei Verlassen des letzten Gerüsts das Walzgut eine dem jeweiligen Gebiet entsprechende Temperatur aufweist. Bei der bevorzugten Walzung im $+ Fe_3C$ Gebiet bedeutet dies, daß die Temperatur des Walzgutes A_{cm} nicht übersteigen darf. Die Einhaltung dieses engen Temperaturbereiches ist über eine gesteuerte Kühlmittelregelung in Sonderfällen eine Wärmezufuhr mittels einer externen Wärmeeinrichtung sowie über die Variation der Walzengeometrie, der Walzgeschwindigkeit und der Stichabnahme möglich. Bei der Walzengeometrie kommt insbesondere der gedrückten Länge eine besondere Bedeutung zu.

Das erfindungsgemäße Verfahren ist generell für alle bekannten Rohrerzeugungsverfahren anwendbar, die am Ende ein Reduzierwalzwerk mit oder ohne Zug bzw. Maßwalzwerk aufweisen. Beispielsweise kann dies ein Verfahren auf einer Rohrkontistraße, Stopfenstraße oder einem Asselwalzwerk sein. Ganz besonders ist es für das Stoßbankverfahren zur Herstellung von nahtlosen Rohren aus Wälzlagerstahl geeignet. Als Einsatzmaterial für das erfindungsgemäße Verfahren kommen Blockguß (geschmiedet oder gewalzt) oder Strangguß (vierkant oder rund) in Frage, wobei das Stranggußmaterial in bekannter Weise vor dem Walzeinsatz verformt und geglüht wird. Versuche haben ergeben, daß das Verfahren besonders vorteilhaft anzuwenden ist, wenn die chemische Analyse des an sich bekannten Wälzlagerstahles modifiziert wird. Dies betrifft zum einen den Schwefel- und Phosphorgehalt und zum anderen das Verhältnis von Chrom zu Kohlenstoff. Der Schwefel- und Phosphorgehalt soll maximal je 0,005 Massenanteil in Prozent



betragen, um mögliche Aufschmelzungen an den Korngrenzen bei steigender Umformgeschwindigkeit unter Berücksichtigung des Verhältnisses Mangan zu Schwefel durch die Unterdrückung von FeS zu vermeiden. Diese Aufschmelzgefahr ist durch die erforderliche hohe Umformtemperatur bei den ersten Umformschritten dann gegeben, wenn die Formänderungsgeschwindigkeiten derart sind, daß sie zu einer entsprechenden Temperaturerhöhung führen. Aus diesem Grunde wird die Formänderungsgeschwindigkeit in den ersten Umformstufen so gewählt, daß die Temperatur im Inneren des Walzgutes, d. h. an der ungünstigsten Stelle 1170° C nicht übersteigt. Außerdem wirken sich niedrige Gehalte an S und P günstig auf eventuell folgende spanlose Umformvorgänge aus.

Die abgesenkten S- und P-Gehalte sind auch von Vorteil in der Sekundärmetallurgie zur Einstellung eines niedrigen Sauerstoffgehaltes in der Schmelze, was zu einer Verbesserung des oxidischen Reinheitsgrades führt.

Das Chrom- zu Kohlenstoffverhältnis soll im Bereich zwischen 1,35 und 1,52 vorzugsweise bei 1,45 liegen. Der Kohlenstoffgehalt beträgt dann beispielsweise 0,94 Massenanteile in Prozent und der Chromgehalt etwa 1,36 Massenanteile in Prozent. Über dieses Verhältnis kann die nicht gewünschte Karbidzeitigkeit positiv beeinflusst werden.

Der Kostenvorteil, der sich aus dem Wegfall der ansonsten erforderlichen Weichglühung ergibt, kann noch gesteigert werden, wenn man im Falle von Wälzlagerstahl als Einsatzmaterial einen Stranggußstab ohne jegliche Vorverformung, d. h. im Gußzustand und ohne vorherige Wärmebehandlung (Diffusion) verwendet.

Eine weitere verbessernde Maßnahme betrifft den Abkühlvorgang nach dem letzten Umformvorgang. Nach Auslauf aus dem Walzwerk wird das Walzgut an ruhender Luft bzw. mittels einer Luftdusche auf eine Temperatur abgekühlt, die im ZTU-Schaubild einem Gefüge entspricht, das oberhalb des Martensitpunktes und unterhalb der Nase des Bainits liegt. Das Umformgut wird in diesem Gebiet mehrere Stunden isotherm gehalten. Diese Verfahrensweise hat sich im Hinblick auf die Verringerung der Eigenspannungen als günstig herausgestellt. Anlagenmäßig kann dies in der Weise erfolgen, daß das Kühlbett an geeigneter Stelle beispielsweise wärmedämmend

abgedeckt oder das Walzgut einem Temperatenausgleichs- oder Anlaßofen zugeführt wird.

5 Um das Härten des einzelnen Fertigerzeugnisses nach dem spanenden Bearbeiten einzusparen, wird weiterhin vorgeschlagen, das Walzgut nach dem Abkühlen auf 600 bis 700° C zu erwärmen, abzukühlen und anschließend bei 180 bis 210° C anzulassen. Danach weist das Walzgut eine entsprechende Härte auf, die der geforderten Endhärte des Fertigerzeugnisses entspricht.

10 Die vorgeschlagene neue Verfahrenstechnologie zur Herstellung von warmgefertigten langgestreckten Erzeugnissen, insbesondere Stäben oder Rohren aus Wälzlagerstahl, hat folgende Vorteile:

- 15 a) Einsparung der Investitionsmittel für einen speziellen Glühofen und der Betriebskosten für die langzeitige GKZ-Glühung.
- b) Einsparung von Transport- und Arbeitsgängen (Glühen, Richten) und die damit verringerten Fehlermöglichkeiten führen bei kürzeren Betriebsdurchlaufzeiten zu einem kostengünstigeren warmgefertigten Erzeugnis bzw. zu einem
20 preiswerteren Vormaterial für weitere Umformvorgänge.
- c) Bessere Materialausnutzung durch Verkürzung der Arbeitsfolgen und durch geringe Entkohlungstiefen aufgrund des Wegfalls der oxidierenden Glühung. Dadurch ergeben sich geringe Aufmaße und damit kleinere
25 Zerspanungsvolumina sowie für den Kunden die Möglichkeit, seine Spannzangenmaße beibehalten zu können.
- d) Das aus dem Walzwerk auslaufende Walzgut hat wegen der abgesenkten Umformtemperatur eine höhere Steifigkeit und wird auf dem Kühlbett
30 ausreichend gerade. Ein Richten kann deshalb im Regelfall entfallen.
- e) Das erzeugte Gefüge ist ausgesprochen feinkörnig. Dies führt bei der Vergütung zu einer höheren und homogenen Härte sowie zu einer besseren Zähigkeit. Das wirkt sich positiv auf die spätere Lebensdauer des
35 Fertigerzeugnisses, z. B. Wälzlager, aus.

- f) Das durch die neue Verfahrenstechnologie erzielte Gefüge kann ohne zusätzliche Wärmebehandlung einem Kaltumformvorgang wie z. B. Kaltziehen, Kaltpilgern, Kaltrollen bzw. Querwalzen unterzogen werden. Kaltgezogene
5 Rohre weisen nach einem Spannungsarmglühen die gleichen
Eigenschaftsmerkmale wie kaltgepilgerte Rohre auf.
- g) Die abgesenkten S- und P-Gehalte sowie die auf die Untergrenze gelegten Cr- und C-Gehalte wirken sich bei der Schmelzenerstellung kosteneinsparend aus.
10 Die Minimierung der Karbidzeiligkeit und die Verbesserung des oxidischen
Reinheitsgrades wirken sich steigend auf die Gebrauchseigenschaften des
Fertigerzeugnisses aus.

Anhand eines Ausführungsbeispiels wird das erfindungsgemäße Verfahren näher
15 erläutert. Hergestellt werden soll auf einer Rohrstoßbankanlage ein warmfertiges Rohr
der Abmessung 40,9 mm äußerer Durchmesser x 4,8 mm Wanddicke aus dem
Werkstoff 100Cr6. Aus einem Stranggußstab mit 220 mm Durchmesser und
11000 mm Länge werden Einsatzblöcke von ca. 850 mm Länge geschnitten. Die
Einsatzblöcke aus 100Cr6 liegen im Gußzustand vor, d. h. sie sind weder
20 wärmebehandelt noch vorverformt. Die geschnittenen Blöcke werden in einen
Drehherdofen eingesetzt und auf ca. 1140° C erwärmt. Nach einer Gesamtwärmzeit
von 150 Minuten werden die Blöcke einzeln dem Ofen entnommen und nach einer
Preßwasserentzunderung der Lochpresse zugeführt. In der Lochpresse findet die erste
Umformung zum Lochstück statt. Für dieses Ausführungsbeispiel weist das Lochstück
25 die folgenden Abmessungen auf

Außendurchmesser 223 mm

Innendurchmesser 121 mm

Wanddicke 51 mm.

Diese Umformung entspricht einer Querschnittsabnahme von 29,4 % bzw. einer
30 Streckung von $\epsilon = 1,42$. Die Formänderungsgeschwindigkeit beträgt in diesem
Beispiel $0,45 \text{ s}^{-1}$ und beeinflusst das optimale Temperaturfenster.

Nach der Lochpresse erfolgt ein weiterer Umformvorgang, nämlich das Elongieren in
einem Schutterwalzwerk. Bei dieser Umformung entsteht eine Hülse mit einem
Außendurchmesser von 192 mm, einem Innendurchmesser von 112 mm und einer
35 Wanddicke von 40 mm. Die Querschnittsabnahme beträgt 30,7 % bzw. die Streckung



= 1,44. In dieser Umformstufe entstehen beim Walzen hohe Temperaturen an der Innenoberfläche. Deshalb ist an dieser Stelle besonders darauf zu achten, daß die Temperatur an der Hülseinnenoberfläche 1170° C nicht übersteigt, da ansonsten durch Korngrenzenaufschmelzungen mit Innenoberflächenfehlern zu rechnen ist. Als Regelgrößen können Änderungen in der Walzendrehzahl sowie im Transportwinkel genutzt werden. Als dritter Umformschritt schließt sich das Stoßen auf der Stoßbank an. Für die gewählte Endabmessung wird eine Stoßbankluppe mit einem Außendurchmesser von 122,8 mm, einem Innendurchmesser von 112 mm und einer Wanddicke von 5,4 mm gefertigt. Nach dem Stoßen durch eine Anzahl von Gerüsten wird die Luppe in einem Lösewalzwerk von der Stange als Innenwerkzeug gelöst. Dabei sinkt die Temperatur der Luppe bis zum Ausziehduo weiter ab und erreicht im vorbezeichneten Fall ein Niveau im Bereich von 650 bis 700° C. Nach dem Ausziehen der Stoßstange wird der Luppenboden geschopft. Erfindungsgemäß wird vor Eintritt der Luppe in die Wiedererwärmungseinrichtung diese einer geregelten Abkühlung unterworfen, um eine gleichmäßige Temperaturverteilung im Bereich zwischen 650° C und 700° C zu erreichen. Für diesen Fall wird ein Temperaturniveau von ca. 670° C angestrebt. Mittels eines wärmegeprägten Puffers werden die Luppen für eine gewisse Zeit gehalten, so daß von den Bereichen der Luppe mit einem höheren Temperaturniveau Wärme zu den Bereichen mit einem niedrigen Temperaturniveau fließen kann. Die Wärmedämmung sorgt dafür, daß das Gesamtniveau der Luppentemperatur nicht unterhalb des vorgegebenen Sollwertes absinkt. Die Temperatur des Wiedererwärmungssofens wird in diesem Beispiel so eingestellt, daß sich am Umformgut eine Temperatur von etwa 740° C ergibt. Mit dieser Temperatur läuft die Luppe in ein Streckreduzierwalzwerk ein. Dieses besteht aus einer größeren Anzahl von Drei-Walzen-Gerüsten, die jeweils um 120° versetzt in einer Walzlinie angeordnet sind. Für das gewählte Beispiel mit der Endabmessung 40,9 x 4,8 mm werden 19 Gerüste eingesetzt. Die Teilumformung in den Grundgerüsten wird zwischen 7,1 und 8,1 % Querschnittsabnahme angesetzt. Die Gesamtumformung beträgt 72,7 % entsprechend einer Streckung von 3,66. Die Umformbedingungen werden so gewählt, z. B. durch die Wahl der Kalibrierung und Walzgeschwindigkeit sowie der Einstellung der Kühlung, daß eine geringe Temperaturerhöhung bis auf 760°C zugelassen wird. Damit wird sichergestellt, daß die Umformung im Streckreduzierwalzwerk vollständig im Zweiphasengebiet + Fe₃C abläuft. Das so gewalzte Rohr aus 100Cr6 weist nach der Abkühlung ein dem GKZ-Gefüge nahekommendes Gefüge auf. Das feindisperse Gefüge besteht aus eingeformtem



Zementit mit geringen Perlitresten. Die Brinellhärte des so hergestellten Rohres liegt unter 250 HB30. Die Streuung der Härtewerte ist gering. Das Gefüge ist feiner ausgebildet als nach einer üblichen GKZ-Glühung wie der Vergleich der Abbildung 1 mit Abbildung 2 zeigt.

5

Das nach der erfindungsgemäßen Verfahrensweise hergestellte Rohr kann ohne eine zusätzliche Wärmebehandlung spanlos oder spanend weiterverarbeitet werden.

Beispielsweise kann dies ein Kaltziehen sein. Durch die gewählte Verfahrensweise

- gezielte Temperaturführung vor dem Eintritt in den Wiedererwärmungssofen
- 10 - abgesenkte Temperatur des Wiedererwärmungssofens im Vergleich zur üblichen Fahrweise

- Walzen im Zweiphasengebiet

- Entfall der GKZ-Glühung von mehr als 16 Stunden

erzielt man gegenüber dem bekannten Stand der Technik eine viel dünnere entkohlte

- 15 Schicht. Die für die spanende Bearbeitung erforderlichen Rohraufmaße können deshalb verringert werden. Trotz eines Spannungsarmglühens nach dem Richten weisen kaltgezogene Rohre, die ein entsprechend der erfindungsgemäßen Verfahrensweise erzielbares Gefüge aufweisen, die gleichen Eigenschaftsmerkmale wie kaltgepilgte Rohre auf.

20

Um den Unterschied der neuen Verfahrenstechnologie zum bekannten Stand der Technik deutlich zu machen, ist die gleiche Endabmessung 40,9 mm äußerer Durchmesser x 4,8 mm Wanddicke aus 100Cr6 auch nach der üblichen Art gewalzt worden. Die ermittelte Härte an diesen Rohren beträgt 328 HB30 bei einer Einstellung
25 des Wiedererwärmungssofens auf 1000° C. Diese Härte liegt so hoch, daß vor einer Weiterverarbeitung eine GKZ-Glühung erforderlich ist.

Bei der Fertigung von dickwandigeren Warmrohrabmessungen, beispielsweise 60,3 x 8,0 mm, ist es von Vorteil, die Abkühlung nach dem ZTU-Schaubild so zu steuern, daß
30 oberhalb des Martensitpunktes jedoch unterhalb der Bainitnase eine isotherme Haltezeit eingeführt wird. Der Temperaturbereich liegt vorzugsweise zwischen 240 und 300° C. Nach einem Halten von mehr als 3,5 Stunden in diesem Temperaturgebiet kann die Abkühlung auf Raumtemperatur erfolgen.

35



Patentansprüche:

1. Verfahren zur Herstellung eines warmgefertigten langgestreckten Erzeugnisses
5 insbesondere Stab oder Rohr aus hochlegiertem oder übereutektoidem Stahl,
bei dem die Einsatzlänge des gewählten Einsatzmaterials auf
Umformtemperatur erwärmt nach einem oder mehreren Umformschritten auf
eine unterhalb der ursprünglichen Umformtemperatur liegende Temperatur
wiedererwärmt wird und durch ein kontinuierliches Walzen mittels eines
10 mehrgerüstigen Reduzierwalzwerkes auf die Endabmessung umgeformt und
anschließend an ruhender Luft abgekühlt wird,
dadurch gekennzeichnet,
daß nach den ersten Umformschritten und vor der Wiedererwärmung durch ein
geregeltertes Erwärmen oder Abkühlen auf eine vorgegebene Temperatur
15 innerhalb eines bestimmten Temperaturbereiches eine über Länge und Dicke
des Zwischenerzeugnisses gesehen gleichmäßige Temperaturverteilung
erzeugt wird und die anschließende Wiedererwärmung auf eine Temperatur
entweder unterhalb A_{C1} jedoch höher als 650°C oder oberhalb A_{C1} jedoch
unter A_{Cma} im Zweiphasengebiet erfolgt und die Umformung und Abkühlung
20 sowie die gegebenenfalls zusätzliche Fremderwärmung im Reduzierwalzwerk
so eingestellt werden, daß die Temperaturerhöhung im Walzgut bezogen auf
die Anstichtemperatur gering bleibt und das Walzgut während der Umformung
im Reduzierwalzwerk und bei Verlassen des Walzwerkes temperaturmäßig sich
im Zweiphasengebiet befindet, wobei die Mindestumformung als Streckung
25 ausgedrückt für die Gesamtumformung $\geq 1,5$ und für die Mindest-
Teilumformung im Einzelgerüst des Reduzierwalzwerkes $RW \geq 1,03$
beträgt.
2. Verfahren nach Anspruch 1,
30 dadurch gekennzeichnet,
daß die vorgegebene Temperatur für den Temperatenausgleich vor der
Wiedererwärmung in einem Bereich zwischen 650°C und 700°C liegt.



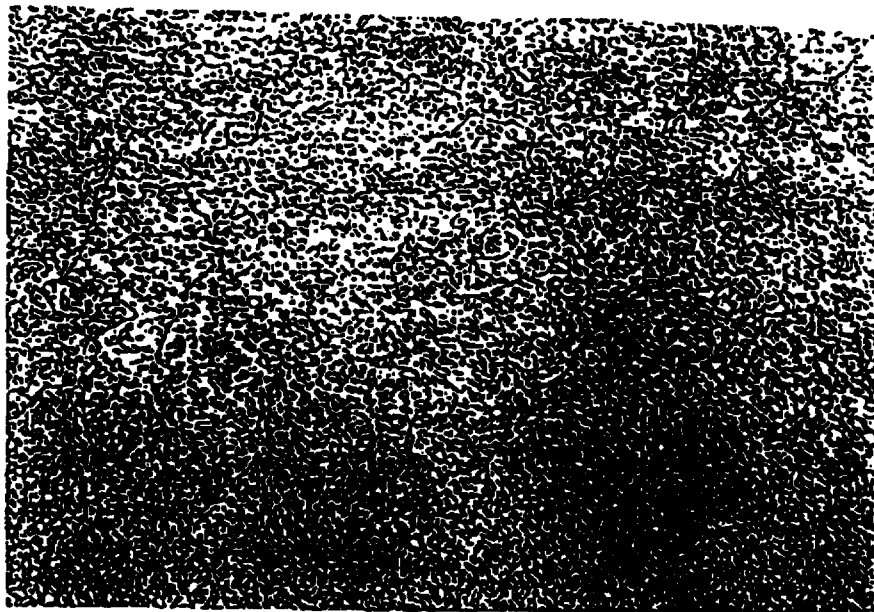


3. Verfahren nach Anspruch 1 und 2,
dadurch gekennzeichnet,
daß die Wiedererwärmung des Walzgutes auf eine Temperatur in einem
Bereich größer 650° C jedoch kleiner 710° C oder in einem Temperaturbereich
größer 710° C jedoch kleiner 880° C erfolgt.
4. Verfahren nach den Ansprüchen 1 bis 3,
dadurch gekennzeichnet,
daß die Temperaturerhöhung bzw. der Temperaturabfall des Walzgutes im
Reduzierwalzwerk über eine gesteuerte Kühlmittelregelung in Sonderfällen eine
Wärmezufuhr mittels einer externen Wärmeeinrichtung sowie über die Variation
der Walzengeometrie, der Walzgeschwindigkeit und der Stichabnahme in
engen Grenzen gehalten wird.
5. Verfahren nach den Ansprüchen 1 bis 4
dadurch gekennzeichnet,
daß bei Einsatz eines übereutektoiden Stahles, insbesondere Wälzlagerstahls,
der Schwefel- und Phosphorgehalt maximal je 0,005 Massenanteil in Prozent
beträgt und für das Chrom-Kohlenstoffverhältnis ein Bereich zwischen 1,35 und
1,52 gewählt wird.
6. Verfahren nach Anspruch 5,
dadurch gekennzeichnet,
daß das Cr/C-Verhältnis vorzugsweise 1,45 beträgt.
7. Verfahren nach den Ansprüchen 1 bis 6,
dadurch gekennzeichnet,
daß als Einsatzmaterial ein Stranggußstab ohne jegliche Vorverformung, d. h.
im Gußzustand und ohne vorherige Wärmebehandlung (Diffusionsglühung),
verwendet wird.



8. Verfahren nach den Ansprüchen 1 bis 7,
dadurch gekennzeichnet,
5 daß die Formänderungsgeschwindigkeit in den ersten Umformschritten vor dem
Temperaturausgleich so gewählt wird, daß die höchste Temperatur im Inneren
des Walzgutes 1170° C nicht übersteigt.
9. Verfahren nach den Ansprüchen 1 bis 8,
dadurch gekennzeichnet,
10 daß das Walzgut nach dem Walzen auf eine Temperatur oberhalb der
Martensittemperatur und unterhalb der Bainitnase (kontinuierliches ZTU-
Schaubild) abgekühlt und längere Zeit gehalten und anschließend in bekannter
Weise bis auf Raumtemperatur abgekühlt wird.
- 15 10. Verfahren nach den Ansprüchen 1 bis 9,
dadurch gekennzeichnet,
daß das fertiggewalzte Erzeugnis nach dem Abkühlen auf eine Temperatur
zwischen 650 und 700° C erwärmt und für eine vorgegebene Zeit gehalten und
dann wieder abgekühlt wird und anschließend ein Anlassen bei einer
20 Temperatur zwischen 180 bis 210° C mit anschließender Abkühlung an
ruhender Luft erfolgt.

1/1



V 1000:1

Gefüge nach bekannter Verfahrensweise
und GKZ-Glühung

Abb. 1



V 1000:1

Gefüge nach erfindungsgemäßer
Verfahrensweise ohne Glühung

Abb. 2

warmgefertigten langgestreckten Erzeugnisse kann ein Kaltziehen oder Kaltpilgern oder Kaltrollen bzw. Querwalzen sein.

Nachfolgend sind die Verfahrensschritte im einzelnen erläutert, die wesentlich zum Erfolg des erfindungsgemäßen Verfahrens beitragen. Nach den ersten Umformungen und vor der Wiedererwärmung für den nachfolgenden kontinuierlichen Walzprozeß ist ein erster Verfahrensschritt das geregelte Erwärmen oder Abkühlen im Sinne eines Temperatúrausgleichs über Länge und Umfang des eine unterschiedliche Temperatur aufweisenden Walzgutes, wobei die angesteuerte Ausgleichstemperatur unterhalb der vorgegebenen Temperatur im Wiedererwärmungssofen liegt. Die vorgenannte Maßnahme hat zum einen den Zweck, die Temperatur des Walzgutes sehr genau auch unter Berücksichtigung der Regelungsmöglichkeiten des Wiedererwärmungssofens einstellen zu können. Weiterhin soll mit dieser Maßnahme erreicht werden, daß für die temperaturabhängige Wanddickenmessung beim Rohr vor Einlauf in das Reduzierwalzwerk möglichst exakte und reproduzierbare Bedingungen gegeben sind. Die wahlweise zu treffende Maßnahme, d. h. das Erwärmen oder Abkühlen, ist abhängig von der Dicke des zu walzenden Gutes. Bei dickwandigen Rohren wird beispielsweise bei einer Rohrstoßbankanlage die Temperatur des Rohres nach den ersten Umformungen Lochen, Elongieren und Stoßen oberhalb 700° C liegen. In einem solchen Fall wird ein Temperatúrausgleich über ein geregeltes Abkühlen auf eine vorgegebene Ausgleichstemperatur in einen Temperaturbereich zwischen 650° und 700° C erreicht. Bei dünnwandigen Rohren, die sehr schnell an Temperatur verlieren, liegt häufig die Temperatur unterhalb 650°, so daß dann der Temperatúrausgleich über ein geregeltes Erwärmen auf eine vorgegebene Ausgleichstemperatur in den zuvor genannten Bereich zwischen 650 und 700° C erfolgen muß.

Die eigentliche Wiedererwärmung erfolgt auf eine Temperatur entweder unterhalb Ac_1 jedoch oberhalb 650° C oder oberhalb Ac_1 jedoch unterhalb Ac_{ma} (a = Anfang des Gebietes der Karbidauflösung). Dabei ist zu berücksichtigen, daß wie bekannt, die Ac_1 - bzw. Ac_{ma} -Temperatur in erster Linie vom Kohlenstoffgehalt der eingesetzten Werkstoffgüte und von der Umformgeschichte abhängig ist. Der erstgenannte Temperaturbereich entspricht im kontinuierlichen Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild (ZTU) dem Zweiphasengebiet $\alpha + Fe_3C$, der zweitgenannte dem Zweiphasengebiet $\gamma + Fe_3C$:

Eine weitere Maßnahme für die vorgeschlagene Kombination von abgestimmten Verfahrensschritten betrifft den abschließenden kontinuierlichen Walzprozeß vorzugsweise im Streckreduzierwalzwerk. Im Unterschied zu anderen Walzverfahren sind die Eingriffsmöglichkeiten bei diesem schnell ablaufenden kontinuierlichen Walzprozeß gering. Trotzdem ist für das vorgeschlagene Verfahren von Bedeutung, daß zum einen im Reduzierwalzwerk pro Gerüst eine Mindest-Teilumformung ausgedrückt als Streckung $\lambda_{RW} \geq 1,03$ und zum anderen ein Mindeststreckgrad für die Gesamtumformung $\lambda \geq 1,5$ eingehalten werden. In Sonderfällen kann die Gesamtstreckung sogar noch etwas tiefer d. h. bei $\lambda \geq 1,4$ liegen. Außerdem soll die während des Walzens aufgrund der Verlustarbeit sich ergebende Temperaturerhöhung bzw. ein infolge zu starker Kühlung sich ergebender Temperaturabfall so gering wie möglich sein. In jedem Fall muß sichergestellt werden, daß die Walzung im jeweiligen Zweiphasengebiet erfolgt und auch bei Verlassen des letzten Gerüsts das Walzgut eine dem jeweiligen Gebiet entsprechende Temperatur aufweist. Bei der bevorzugten Walzung im $\gamma + \text{Fe}_3\text{C}$ Gebiet bedeutet dies, daß die Temperatur des Walzgutes A_{Cma} nicht übersteigen darf. Die Einhaltung dieses engen Temperaturbereiches ist über eine gesteuerte Kühlmittelregelung in Sonderfällen eine Wärmezufuhr mittels einer externen Wärmeeinrichtung sowie über die Variation der Walzengeometrie, der Walzgeschwindigkeit und der Stichabnahme möglich. Bei der Walzengeometrie kommt insbesondere der gedrückten Länge eine besondere Bedeutung zu.

Das erfindungsgemäße Verfahren ist generell für alle bekannten Rohrerzeugungsverfahren anwendbar, die am Ende ein Reduzierwalzwerk mit oder ohne Zug bzw. Maßwalzwerk aufweisen. Beispielsweise kann dies ein Verfahren auf einer Rohrkontistraße, Stopfenstraße oder einem Asselwalzwerk sein. Ganz besonders ist es für das Stoßbankverfahren zur Herstellung von nahtlosen Rohren aus Wälzlagerstahl geeignet. Als Einsatzmaterial für das erfindungsgemäße Verfahren kommen Blockguß (geschmiedet oder gewalzt) oder Strangguß (vierkant oder rund) in Frage, wobei das Stranggußmaterial in bekannter Weise vor dem Walzeinsatz verformt und geglüht wird. Versuche haben ergeben, daß das Verfahren besonders vorteilhaft anzuwenden ist, wenn die chemische Analyse des an sich bekannten Wälzlagerstahles modifiziert wird. Dies betrifft zum einen den Schwefel- und Phosphorgehalt und zum anderen das Verhältnis von Chrom zu Kohlenstoff. Der Schwefel- und Phosphorgehalt soll maximal je 0,005 Massenanteil in Prozent

f) Das durch die neue Verfahrenstechnologie erzielte Gefüge kann ohne zusätzliche Wärmebehandlung einem Kaltumformvorgang wie z. B. Kaltziehen, Kaltpilgern, Kaltrollen bzw. Querwalzen unterzogen werden. Kaltgezogene
5 Rohre weisen nach einem Spannungsarmglühen die gleichen
Eigenschaftsmerkmale wie kaltgepilgerte Rohre auf.

g) Die abgesenkten S- und P-Gehalte sowie die auf die Untergrenze gelegten Cr- und C-Gehalte wirken sich bei der Schmelzenerstellung kosteneinsparend aus.
10 Die Minimierung der Karbidzeiligkeit und die Verbesserung des oxidischen
Reinheitsgrades wirken sich steigernd auf die Gebrauchseigenschaften des
Fertigerzeugnisses aus.

Anhand eines Ausführungsbeispiels wird das erfindungsgemäße Verfahren näher
15 erläutert. Hergestellt werden soll auf einer Rohrstoßbankanlage ein warmfertiges Rohr
der Abmessung 40,9 mm äußerer Durchmesser x 4,8 mm Wanddicke aus dem
Werkstoff 100Cr6. Aus einem Stranggußstab mit 220 mm Durchmesser und
11000 mm Länge werden Einsatzblöcke von ca. 850 mm Länge geschnitten. Die
Einsatzblöcke aus 100Cr6 liegen im Gußzustand vor, d. h. sie sind weder
20 wärmebehandelt noch vorverformt. Die geschnittenen Blöcke werden in einen
Drehherdofen eingesetzt und auf ca. 1140° C erwärmt. Nach einer Gesamtwärmzeit
von 150 Minuten werden die Blöcke einzeln dem Ofen entnommen und nach einer
Preßwasserentzunderung der Lochpresse zugeführt. In der Lochpresse findet die erste
Umformung zum Lochstück statt. Für dieses Ausführungsbeispiel weist das Lochstück
25 die folgenden Abmessungen auf

Außendurchmesser 223 mm

Innendurchmesser 121 mm

Wanddicke 51 mm.

Diese Umformung entspricht einer Querschnittsabnahme von 29,4 % bzw. einer
30 Streckung von $\lambda = 1,42$. Die Formänderungsgeschwindigkeit beträgt in diesem
Beispiel $0,45 \text{ s}^{-1}$ und beeinflusst das optimale Temperaturfenster.

Nach der Lochpresse erfolgt ein weiterer Umformvorgang, nämlich das Elongieren in
einem Schulterwalzwerk. Bei dieser Umformung entsteht eine Hülse mit einem
Außendurchmesser von 192 mm, einem Innendurchmesser von 112 mm und einer
35 Wanddicke von 40 mm. Die Querschnittsabnahme beträgt 30,7 % bzw. die Streckung

GEÄNDERTES BLATT

$\lambda = 1,44$. In dieser Umformstufe entstehen beim Walzen hohe Temperaturen an der Innenoberfläche. Deshalb ist an dieser Stelle besonders darauf zu achten, daß die Temperatur an der Hülseinnenoberfläche 1170°C nicht übersteigt, da ansonsten durch Korngrenzenaufschmelzungen mit Innenoberflächenfehlern zu rechnen ist. Als Regelgrößen können Änderungen in der Walzendrehzahl sowie im Transportwinkel genutzt werden. Als dritter Umformschritt schließt sich das Stoßen auf der Stoßbank an. Für die gewählte Endabmessung wird eine Stoßbankluppe mit einem Außendurchmesser von 122,8 mm, einem Innendurchmesser von 112 mm und einer Wanddicke von 5,4 mm gefertigt. Nach dem Stoßen durch eine Anzahl von Gerüsten wird die Luppe in einem Lösewalzwerk von der Stange als Innenwerkzeug gelöst. Dabei sinkt die Temperatur der Luppe bis zum Ausziehduo weiter ab und erreicht im vorbezeichneten Fall ein Niveau im Bereich von 650 bis 700°C . Nach dem Ausziehen der Stoßstange wird der Luppenboden geschopft. Erfindungsgemäß wird vor Eintritt der Luppe in die Wiedererwärmungseinrichtung diese einer geregelten Abkühlung unterworfen, um eine gleichmäßige Temperaturverteilung im Bereich zwischen 650°C und 700°C zu erreichen. Für diesen Fall wird ein Temperaturniveau von ca. 670°C angestrebt. Mittels eines wärmegeprägten Puffers werden die Luppen für eine gewisse Zeit gehalten, so daß von den Bereichen der Luppe mit einem höheren Temperaturniveau Wärme zu den Bereichen mit einem niedrigen Temperaturniveau fließen kann. Die Wärmedämmung sorgt dafür, daß das Gesamtniveau der Luppentemperatur nicht unterhalb des vorgegebenen Sollwertes absinkt. Die Temperatur des Wiedererwärmungssofens wird in diesem Beispiel so eingestellt, daß sich am Umformgut eine Temperatur von etwa 740°C ergibt. Mit dieser Temperatur läuft die Luppe in ein Streckreduzierwalzwerk ein. Dieses besteht aus einer größeren Anzahl von Drei-Walzen-Gerüsten, die jeweils um 120° versetzt in einer Walzlinie angeordnet sind. Für das gewählte Beispiel mit der Endabmessung $40,9 \times 4,8 \text{ mm}$ werden 19 Gerüste eingesetzt. Die Teilumformung in den Grundgerüsten wird zwischen 7,1 und 8,1 % Querschnittsabnahme angesetzt. Die Gesamtumformung beträgt 72,7 % entsprechend einer Streckung λ von 3,66. Die Umformbedingungen werden so gewählt, z. B. durch die Wahl der Kalibrierung und Walzgeschwindigkeit sowie der Einstellung der Kühlung, daß eine geringe Temperaturerhöhung bis auf 760°C zugelassen wird. Damit wird sichergestellt, daß die Umformung im Streckreduzierwalzwerk vollständig im Zweiphasengebiet $\gamma + \text{Fe}_3\text{C}$ abläuft. Das so gewalzte Rohr aus 100Cr6 weist nach der Abkühlung ein dem GKZ-Gefüge nahekommendes Gefüge auf. Das feindisperse Gefüge besteht aus eingeformtem



Patentansprüche:

1. Verfahren zur Herstellung eines warmgefertigten langgestreckten Erzeugnisses insbesondere Stab oder Rohr aus hochlegiertem oder übereutektoidem Stahl, bei dem die Einsatzlänge des gewählten Einsatzmaterials auf Umformtemperatur erwärmt nach einem oder mehreren Umformschritten auf eine unterhalb der ursprünglichen Umformtemperatur liegende Temperatur wiedererwärmt wird und durch ein kontinuierliches Walzen mittels eines mehrgerüstigen Reduzierwalzwerkes auf die Endabmessung umgeformt und anschließend an ruhender Luft abgekühlt wird, dadurch gekennzeichnet, daß nach den ersten Umformschritten und vor der Wiedererwärmung durch ein geregeltes Erwärmen oder Abkühlen auf eine vorgegebene Temperatur innerhalb eines bestimmten Temperaturbereiches eine über Länge und Dicke des Zwischenerzeugnisses gesehen gleichmäßige Temperaturverteilung erzeugt wird und die anschließende Wiedererwärmung auf eine Temperatur entweder unterhalb A_{C1} jedoch höher als 650°C oder oberhalb A_{C1} jedoch unter A_{Cma} im Zweiphasengebiet erfolgt und die Umformung und Abkühlung sowie die gegebenenfalls zusätzliche Fremderwärmung im Reduzierwalzwerk so eingestellt werden, daß die Temperaturerhöhung im Walzgut bezogen auf die Anstichtemperatur gering bleibt und das Walzgut während der Umformung im Reduzierwalzwerk und bei Verlassen des Walzwerkes temperaturmäßig sich im Zweiphasengebiet befindet, wobei die Mindestumformung als Streckung ausgedrückt für die Gesamtumformung $\lambda \geq 1,5$ und für die Mindest-Teilumformung im Einzelgerüst des Reduzierwalzwerkes $\lambda_{RW} \geq 1,03$ beträgt.
2. Verfahren nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, daß die vorgegebene Temperatur für den Temperatúrausgleich vor der Wiedererwärmung in einem Bereich zwischen 650°C und 700°C liegt.

GPA 1000 2197

Method of Manufacturing Hot-Worked Elongated Products, in particular Bar or Pipe, from High-Alloy or Hypereutectoid Steel

Description

The invention relates to a process for manufacturing hot-worked elongated products, particularly bars or pipes, from high-alloy or hypereutectoid steel in accordance with the introductory part of the main claim.

High-alloy or hypereutectoid steels, especially anti-friction bearing steels such as 100Cr6, form grain boundary carbides and pearlitic microstructural components when cooled from high temperatures (1100 to 1250°C). These formations impede mechanical workability and hardenability as well as chipless deformation. A spheroidal cementite microstructure suitable for further processing can be achieved only after long annealing processes (spheroidal cementite annealing) of 16 hours or more. Much thought has been given to the question of how to shorten the duration of this soft annealing or replace the treatment altogether.

F. Mladen and E. Hornbogen studied the influence of thermomechanical processing on the mechanical properties of 100Cr6 steel (*Archiv Eisenhuettenwesen* 49 (1978) No. 2, pp. 449 to 453). Austenitizing was carried out at a temperature above the limit temperature for the complete dissolution of Fe_3C , which, given a C content of 0.99 mass shares in percent, is somewhat less than 1100°C. Hot rolling began at 1100°C with simultaneous cooling to 720°C. Cooling from 720°C to ambient temperature was accomplished by means of water quenching. The details of the deformation sequence are not discussed in the article. The thermomechanically treated microstructure displayed such a finely dispersed distribution of carbides that the resolution limits of the optical microscope were reached. The reason

for this improved distribution was the increase in dislocation density and the subgrain boundaries created by dislocations, which resulted in new nucleation sites for the carbides.

A process for producing cylindrical rolled bodies from steel with a carbon mass share of 0.7 to 1.2 in percent is known from DE PS 2361330. In this process, steel wire that has been hot-rolled at 1000 °C is rapidly cooled to a temperature that corresponds to its lower pearlite range. The steel wire is then isothermally transformed and brought to a hardness of 50 HRC by cold drawing without intermediate annealing. The rapid cooling of the wire and its subsequent isothermal transformation results in a microstructure of fine-lamellar pearlite. This makes it possible for the wire to be drawn, after being descaled and phosphatized, without any intervening annealing.

The object of the present invention is to indicate an especially economical process for producing hot-worked elongated products, especially bars or tubes, from high-alloy steel or hypereutectoid steel, especially anti-friction bearing steel, in which a microstructure is produced that is extremely well suited, without prior soft annealing, e.g., annealing to spheroidal cementite, for further chipless processing and final heat treatment. A further object is to produce a microstructure that is also suitable, without prior soft annealing, for further metal-cutting processing with a subsequent final heat treatment.

This object is attained by means of the features specified in the characterizing part of Claim 1. Advantageous further developments are the subject of the subclaims.

The coordinated process steps of the invention make it possible to produce the desired microstructure, whereby, in the case of the anti-friction bearing steel, a brinell hardness less than or equal to 280 HB 30, preferably less than 250 HB30, is achieved. This microstructure also makes it possible to feed hot-worked tubes directly to a processing unit, for example, dispensing with soft annealing. The optimized manufacturing process is especially economical, because it omits soft annealing and the transport and work steps associated therewith. The

THIS SHEET HAS BEEN
REPLACED

70 157

hot-worked elongated products according to the invention can be processed by cold drawing, cold pilger rolling, cold rolling or cross rolling.

The individual steps that contribute to the success of the process according to the invention are explained in what follows: The first process step, which occurs after the initial deformation and before reheating for subsequent continuous rolling, is a controlled heating or cooling to achieve temperature equalization over the length and circumference of the rolled material, which has various temperatures, whereby the equalization temperature is lower than the preset temperature of the reheating furnace. The purpose of this measure is, first of all, to precisely adjust the temperature of the rolled material, even taking into account the opportunities to regulate temperature in the reheating furnace. Secondly, the measure is intended to achieve the most precise and reproducible conditions possible for the temperature-dependent measurement of wall thickness that takes place before the tube enters the reducing mill. The measure chosen, i.e., heating or cooling, depends on the thickness of the material to be rolled. For example, in the case of a push bench arrangement, the temperatures of thick-walled tubes after the initial deformations of piercing, elongation and striking are above 700°C . In such cases, temperature equalization is achieved by controlled cooling to a preestablished equalization temperature in the range between 650° and 700°C . In thin-walled tubes, which cool very quickly, temperatures are frequently below 650°C . In this case, temperature equalization is achieved by controlled heating to a preestablished equalization temperature in the aforementioned range of 650° to 700°C .

Actual reheating is carried out either to a temperature below A_{c1} but above 650°C , or to a temperature above A_{c1} but below A_{cm} (a = start of carbide resolution region). It is necessary to take into account the well-known fact that the A_{c1} or A_{cm} temperature depends primarily on the carbon content of the material used and on its deformation history. The first temperature range mentioned above corresponds to the second phase region $\gamma + \text{Fe}_3\text{C}$ in the continuous TTT diagram, while the second temperature range corresponds to second phase region $\gamma + \text{Fe}_3\text{C}$.



A further measure in the proposed combination of coordinated process steps relates to the final continuous rolling process, preferably in a stretch reducing mill. Unlike other rolling methods, this rapid continuous rolling offers few opportunities for intervention. It is nonetheless important for the proposed process that, first of all, a minimum partial deformation, expressed as the stretching $R\text{-value} \geq 1.03$, be maintained in the reducing mill per stand and that, secondly, a minimum stretching degree be maintained for the total deformation ≥ 1.5 . In special cases, the total stretching can even be somewhat deeper, i.e., ≥ 1.4 . In addition, any temperature increase that occurs during rolling due to loss work, or any temperature decrease that results from excessive cooling, should be as small as possible. In all cases, rolling must take place in the given two-phase region, and the rolled material leaving the final stand must have a temperature corresponding to that of the region in question. This means that during the preferred rolling in the $\gamma + \text{Fe}_3\text{C}$ region, the temperature of the rolled material must not exceed A_{cm} . Compliance with this narrow temperature range can be achieved by means of cooling means control; additional heat, in special cases, from an external heating device; and variations in the geometry of the rolls, roll speed and pass reduction. In roller geometry, the pressed length is especially significant.

The process according to the invention is generally applicable for all known tube-making processes that end in a reducing mill with or without draught or in a sizing mill. For example, the process can be used on a continuous tube train, a plug train or an Assel mill. In particular, it is suitable for the push bench method of producing seamless tubes of anti-friction bearing steel. The feedstock for the process according to the invention can be ingot cast material (forged or rolled) or strand cast material (square or round), whereby the strand cast material is deformed and annealed in a known manner prior to rolling. Tests have shown that the process can be used especially advantageously when the chemical analysis of the known anti-friction bearing steel is modified. This relates, firstly, to the sulphur and phosphorous content and, secondly, to the ratio of chromium to carbon. To avoid possible melt-out at the grain boundaries when deformation rates rise, the maximum sulphur and phosphorous contents should each equal 0.005 mass share in percent,



taking into account the ratio of manganese to sulphur due to the suppression of FeS. The melt-out danger results from the high deformation temperatures required during the initial deformation steps, when deformation rates are such as to lead to corresponding temperature increases. For this reason, the deformation rate in the initial deformation steps is selected in such a way that the temperature in the interior of the rolled material, i.e., at the least advantageous point, does not exceed 1170°C. In addition, low S and P contents have an advantageous effect on any subsequent chipless deformation.

With respect to secondary metallurgy, the declining S and P contents are also advantageous in establishing a low oxygen content in the melt, which leads to an improvement of the oxidic purity.

The chromium-to-carbon ratio should be in the range of 1.35 to 1.52, preferably 1.45. The carbon content then equals 0.94 mass share in percent, for example, while the chromium content equals roughly 1.36 mass share in percent. Undesirable carbide banding can be positively influenced via this ratio.

When anti-friction bearing steel is used, the cost advantage that results from omitting soft annealing, which otherwise would be necessary, can be further increased by using a strand cast bar with no predeformation, i.e., in the cast state and without prior heat treatment (diffusion), as the feedstock.

Another improving measure relates to the cooling step that follows the final deformation. After leaving the rolling mill, the rolled material is cooled in resting air or by an air shower to a temperature that corresponds in the TTT diagram to a microstructure located above the martensite point and below the bainite nose. The deformed material is held in this area isothermally for several hours. This method has proved advantageous in the reduction of internal stresses. The step can be carried out by means of a cooling bed covered at a suitable point in a heat-insulating manner,

or by feeding the rolled material to a temperature equalization furnace or tempering furnace.

To dispense with the hardening of individual finished products after machining, it is further proposed that the rolled material, after cooling, be heated to 600° to 700° C, cooled and then tempered at 180° to 210° C. After this, the rolled material has a hardness corresponding to the required final hardness of the finished product.

The proposed new process technology for manufacturing hot-worked elongated products, especially bars or tubes, from anti-friction bearing steel has the following advantages:

- a) Eliminates investment expenditures for a special annealing furnace and operating costs for long-term spheroidal cementite annealing.
- b) Eliminates transport and work steps (annealing, straightening) and thus reduces opportunities for defects, resulting, at shorter operational run times, in more economical hot-worked products or cheaper feedstocks for further deformation steps.
- c) Improves material exploitation by shortening work sequences and attaining low decarburization depths due to omission of oxidizing annealing. This leads to small allowances and thus lower machining volumes and allows customers to retain their gripping clamp dimensions.
- d) Due to the reduced deformation temperature, the rolled material leaving the rolling mill has greater rigidity and becomes sufficiently straight on the cooling bed. Straightening can therefore be omitted, as a rule.
- e) The produced microstructure is markedly fine grained. During heat treatment, this leads to higher and more homogeneous hardness and better toughness. This has a positive effect on the later useful life of the finished product, e.g., roller bearings.

70 157

- f) The microstructure achieved through the new process technology can be subjected without additional heat treatment to a cold deformation process, e.g., cold drawing, cold pilger rolling, cold rolling or cross rolling. After stress-relief annealing, cold drawn tubes have the same properties as cold pilger rolled tubes.
- g) Money is saved during melt production due to the reduced S and P contents and the Cr and C contents set at the lower limits. Minimizing carbide banding and improving oxidic purity increases the useful properties of the finished product.

The process according to the invention will be described in greater detail in reference to an example. A hot-worked tube with dimensions of 40.9 mm in external diameter x 4.8 mm in wall thickness is to be produced from 100Cr6 on a tube push bench machine. From a strand cast bar 220 mm in diameter and 11,000 mm in length, feedstock ingots approximately 850 mm in length are cut. The feedstock ingots of 100 Cr6 are in the cast state, i.e., they have not been heat-treated or predeformed. The cut ingots are placed into a rotary hearth furnace and heated to approximately 1140°C. After a total heating time of 150 minutes, the ingots are removed individually from the furnace and, after pressurized water descaling, fed to the piercing press. In the piercing press, the initial deformation into a pierced piece takes place. In this example, the pierced piece has the following dimensions:

Outer diameter	223 mm
Inner diameter	121 mm
Wall thickness	51 mm

This deformation corresponds to a cross-sectional reduction of 29.4% and stretching of 1.42. In this example, the deformation rate equals 0.45 s⁻¹ and influences the optimal temperature window. After the piercing press, another deformation occurs, namely elongation in a shoulder mill. This deformation produces a shell with an outer diameter of 192 mm, an inner diameter of 112 mm and a wall thickness of 40 mm. The cross-sectional reduction is 30.7% and the stretching



= 1.44. During this deformation, high temperatures arise on the inner surface during rolling. Therefore, special care must be taken to ensure that the temperature on the shell inner surface does not exceed 1170°C . Otherwise, inner surface defects must be expected due to grain boundary melt-out. Changes in roll speed and transport angle can be used as control variables. The third deformation step is striking on the push bench. A push bench billet with an outer diameter of 122.8 mm, an inner diameter of 112 mm and a wall thickness of 5.4 mm is produced as the selected final size. After being pushed through a number of stands, the billet from the bar is detached in a detaching mill in the form of an internal die. The temperature of the billet continues to drop until the extracting duo and reaches, in the described case, a level in the range of 650° to 700°C . After extraction of the push bar, the billet bottom is created. According to the invention, the billet, before entering the reheating device, is subjected to controlled cooling to attain a uniform temperature distribution in the range between 650°C and 700°C . In this case, a temperature of approximately 670°C is striven for. The billets are held for a certain time in a heat-insulating buffer, so that heat can flow from the areas of the billet with a higher temperature to the areas with a lower temperature. The heat insulation ensures that the total level of the billet temperature does not fall below the preset target value. In this example, the temperature of the reheating furnace is set in such a way that a temperature of roughly 740°C is achieved in the deformation material. At this temperature, the billet runs into a stretch reducing mill. This mill comprises a large number of three-roll stands, which are arranged offset by 120° in a roll line. For the selected example with the final dimensions of 40.9×4.8 mm, 29 stands are used. The partial deformation in the base stands equals a cross-sectional reduction of between 7.1 and 8.1%. The total deformation equals 72.7% in keeping with a stretching of 3.66. The deformation conditions are selected (i.e., the pass design and roll speed are chosen and the cooling is adjusted) in such a way as to permit a slight temperature increase to 760°C . This ensures that deformation in the stretch reducing mill takes place completely in the two phase region + Fe_3C . After cooling, tubes of 100Cr6 rolled in this manner have a microstructure that comes near to the spheroidal cementite microstructure. The finely dispersed microstructure consists of



spheroidized cementite with slight pearlite residues. The brinell hardness of the tube produced in this fashion is below 250 HB30. The distribution of hardness values is slight. The microstructure is finer than that achieved by standard spheroidal cementite annealing, as can be seen by comparing Figures 1 and 2.

The tube produced according to the invention can be further processed without additional heat treatment in a chipless or metal-cutting fashion. This processing can consist, for example, of cold drawing. By means of the selected process, which includes

- deliberate temperature control before entry into the reheating furnace
- reduced reheating furnace temperature, compared to the usual method
- rolling in the two-phase region
- omission of spheroidal cementite annealing lasting over 16 hours

a much thinner decarburized layer is obtained, compared to the known prior art. The tube dimensions needed for machining can therefore be reduced. Despite stress-relief annealing after straightening, cold-drawn tubes with microstructure attainable according to the invention have the same properties as cold-pilgered tubes.

To make clear the difference between the new process technology and the known prior art, products of the same final size (40.9 mm outer diameter x 4.8 mm wall thickness) were also rolled of 100Cr6 according to the usual method. The hardness found in these tubes equaled 328 HB30 at a reheating furnace setting of 1000° C. This hardness is so high that spheroidal cementite annealing is required prior to further processing.

In producing thick-walled hot tubes, e.g., 60.3 x 8.0 mm, it is advantageous to control cooling based on the TTT diagram in such a way that an isothermal holding period is introduced above the martensite point, but below the bainite nose. The temperature range is preferably between 240° and 300° C. After a holding period of more than 3.5 hours in this temperature range, cooling to ambient temperature can take place.



THIS SHEET HAS BEEN
REPLACED

Patent Claims:

1. Process for producing a hot-worked elongated product, especially bar or tube, from high alloy or hypereutectoid steel, in which the feed length of selected feedstock heated to deformation temperature is reheated after one or more deformation steps to a temperature below the original deformation temperature and is deformed by continuous rolling in a multi-stand reducing mill to the final size and then cooled in resting air,
characterized by the fact
that after the first deformation steps and before reheating, a uniform temperature distribution is produced, seen over the length and thickness of the intermediate product, by means of controlled heating or cooling to a prestablished temperature within a certain temperature range, and the subsequent reheating is carried out either to a temperature below A_{c1} but above 650°C or to a temperature above A_{c1} but below A_{cm} in the two-phase region, and the deformation and cooling and, as needed, the additional external heating in the reducing mill are coordinated in such a way that the temperature increase of the rolled material remains small relative to the initial temperature, and the rolled material, during deformation in the reducing mill and upon leaving the roll mill, is located in the two-phase region with respect to temperature, whereby the minimum deformation, expressed as stretching, is ≥ 1.5 for the total deformation and $R\text{-value} \geq 1.03$ for the minimum partial deformation in a single stand of the reducing mill.
2. Process as in Claim 1,
characterized by the fact
that the prestablished temperature for temperature equalization prior to reheating is in the range between 650°C and 700°C .





70 157

3. Process as in Claims 1 and 2,
characterized by the fact
that the reheating of the rolled material is carried out to a temperature in a range above 650°C but below 710°C or in a temperature range greater than 710°C but less than 880°C.
4. Process as in the Claims 1 to 3,
characterized by the fact
that the temperature increase or the temperature decrease of the rolled material in the reducing mill is kept within narrow limits by means of a cooling means control, in special cases, a heat addition by an external heating device, and the variation of roll geometry, roll speed and pass reduction.
5. Process as in the Claims 1 to 4,
characterized by the fact
that when a hypereutectoid steel, especially an anti-friction bearing steel, is used, the maximum respective sulphur and phosphorus contents are 0.005 mass share in percent and a range between 1.35 and 1.52 is selected for the chromium-carbon ratio.
6. Process as in Claim 5,
characterized by the fact
that the Cr/C ratio is preferably 1.45.
7. Process as in one of the Claims 1 to 6,
characterized by the fact
that a strand cast bar without any predeformation, i.e., in the cast state and without prior heat treatment (diffusion annealing), is used as the feedstock.



70 157

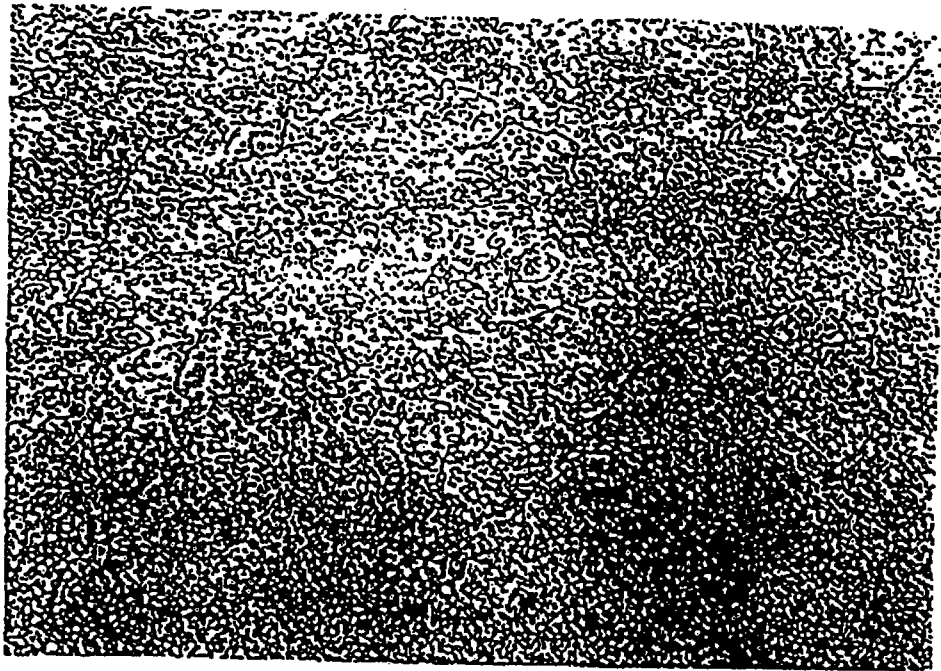
8. Process as in the Claims 1 to 7,
characterized by the fact
that the deformation rate in the initial deformation steps before temperature equalization is selected in such a way that the highest temperature in the interior of the rolled material does not exceed 1170° C.
9. Process as in the Claims 1 to 8,
characterized by the fact
that after rolling, the rolled material is cooled to a temperature above the martensite temperature and below the bainite nose (continuous TTT diagram), held for a longer time, and then cooled in the known manner to ambient temperature.
10. Process as in the Claims 1 to 9,
characterized by the fact
that the finished rolled product, after cooling to a temperature between 650° and 700° C, is heated and held for a preestablished time and then cooled again and subsequently tempered at a temperature between 180° and 210° C with subsequent cooling in resting air.

70 157

Abstract

The invention relates to a process for producing hot-worked elongated products, especially bars or tubes, from high-alloy or hypereutectoid steel, in which the feed length of selected feedstock heated to deformation temperature is reheated after one or more deformation steps to a temperature below the original deformation temperature and is deformed by means of continuous rolling in a multi-stand reducing mill to the final size and then cooled in resting air.

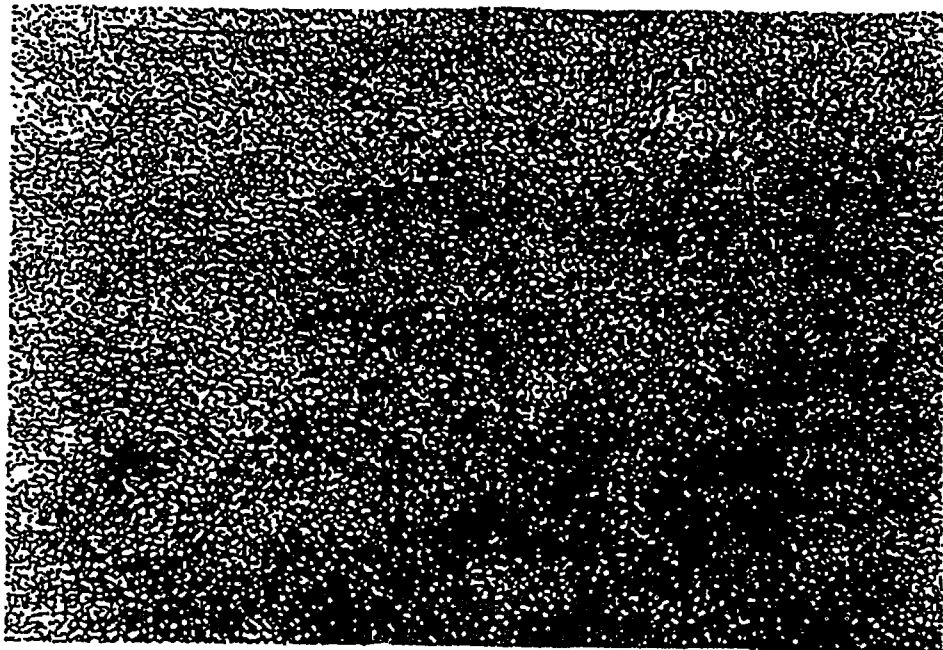
The invention is characterized by the fact that after the initial deformation steps and before reheating, a uniform temperature distribution in a certain temperature range is achieved, over the length and thickness of the intermediate product, by controlled heating or cooling to a preset temperature.



Structure after the known process and
spheroidal cementite annealing

V 1000:1

Fig. 1



Structure after the process according to
the invention without annealing

V 1000:1

Fig. 2

hot-worked elongated products according to the invention can be processed by cold drawing, cold pilger rolling, cold rolling or cross rolling.

The individual steps that contribute to the success of the process according to the invention are explained in what follows: The first process step, which occurs after the initial deformation and before reheating for subsequent continuous rolling, is a controlled heating or cooling to achieve temperature equalization over the length and circumference of the rolled material, which has various temperatures, whereby the equalization temperature is lower than the preset temperature of the reheating furnace. The purpose of this measure is, first of all, to precisely adjust the temperature of the rolled material, even taking into account the opportunities to regulate temperature in the reheating furnace. Secondly, the measure is intended to achieve the most precise and reproducible conditions possible for the temperature-dependent measurement of wall thickness that takes place before the tube enters the reducing mill. The measure chosen, i.e., heating or cooling, depends on the thickness of the material to be rolled. For example, in the case of a push bench arrangement, the temperatures of thick-walled tubes after the initial deformations of piercing, elongation and striking are above 700°C. In such cases, temperature equalization is achieved by controlled cooling to a preestablished equalization temperature in the range between 650° and 700° C. In thin-walled tubes, which cool very quickly, temperatures are frequently below 650°C. In this case, temperature equalization is achieved by controlled heating to a preestablished equalization temperature in the aforementioned range of 650° to 700°C.

Actual reheating is carried out either to a temperature below A_{c1} but above 650°C, or to a temperature above A_{c1} but below A_{cm} (a = start of carbide resolution region). It is necessary to take into account the well-known fact that the A_{c1} or A_{cm} temperature depends primarily on the carbon content of the material used and on its deformation history. The first temperature range mentioned above corresponds to the second phase region $\alpha + Fe_3C$ in the continuous TTT diagram, while the second temperature range corresponds to second phase region $\gamma + Fe_3C$.

MODIFIED PAGE

A further measure in the proposed combination of coordinated process steps relates to the final continuous rolling process, preferably in a stretch reducing mill. Unlike other rolling methods, this rapid continuous rolling offers few opportunities for intervention. It is nonetheless important for the proposed process that, first of all, a minimum partial deformation, expressed as the stretching λ R-value ≥ 1.03 , be maintained in the reducing mill per stand and that, secondly, a minimum stretching degree be maintained for the total deformation $\lambda \geq 1.5$. In special cases, the total stretching can even be somewhat deeper, i.e., $\lambda \geq 1.4$. In addition, any temperature increase that occurs during rolling due to loss work, or any temperature decrease that results from excessive cooling, should be as small as possible. In all cases, rolling must take place in the given two-phase region, and the rolled material leaving the final stand must have a temperature corresponding to that of the region in question. This means that during the preferred rolling in the $\gamma + \text{Fe}_3\text{C}$ region, the temperature of the rolled material must not exceed A_{cma} . Compliance with this narrow temperature range can be achieved by means of cool means control; additional heat, in special cases, from an external heating device; and variations in the geometry of the rolls, roll speed and pass reduction. In roller geometry, the pressed length is especially significant.

The process according to the invention is generally applicable for all known tube-making processes that end in a reducing mill with or without draught or in a sizing mill. For example, the process can be used on a continuous tube train, a plug train or an Assel mill. In particular, it is suitable for the push bench method of producing seamless tubes of anti-friction bearing steel. The feedstock for the process according to the invention can be ingot cast material (forged or rolled) or strand cast material (square or round), whereby the strand cast material is deformed and annealed in a known manner prior to rolling. Tests have shown that the process can be used especially advantageously when the chemical analysis of the known anti-friction bearing steel is modified. This relates, firstly, to the sulphur and phosphorous content and, secondly, to the ratio of chromium to carbon. To avoid possible melt-out at the grain boundaries when deformation rates rise, the maximum sulphur and phosphorous contents should each equal 0.005 mass share in percent,

- f) The microstructure achieved through the new process technology can be subjected without additional heat treatment to a cold deformation process, e.g., cold drawing, cold pilger rolling, cold rolling or cross rolling. After stress-relief annealing, cold drawn tubes have the same properties as cold pilger rolled tubes.
- g) Money is saved during melt production due to the reduced S and P contents and the Cr and C contents set at the lower limits. Minimizing carbide banding and improving oxidic purity increases the useful properties of the finished product.

The process according to the invention will be described in greater detail in reference to an example. A hot-worked tube with dimensions of 40.9 mm in external diameter x 4.8 mm in wall thickness is to be produced from 100Cr6 on a tube push bench machine. From a strand cast bar 220 mm in diameter and 11,000 mm in length, feedstock ingots approximately 850 mm in length are cut. The feedstock ingots of 100 Cr6 are in the cast state, i.e., they have not been heat-treated or predeformed. The cut ingots are placed into a rotary hearth furnace and heated to approximately 1140°C. After a total heating time of 150 minutes, the ingots are removed individually from the furnace and, after pressurized water descaling, fed to the piercing press. In the piercing press, the initial deformation into a pierced piece takes place. In this example, the pierced piece has the following dimensions:

Outer diameter	223 mm
Inner diameter	121 mm
Wall thickness	51 mm

This deformation corresponds to a cross-sectional reduction of 29.4% and stretching of $\lambda = 1.42$. In this example, the deformation rate equals 0.45 s^{-1} and influences the optimal temperature window. After the piercing press, another deformation occurs, namely elongation in a shoulder mill. This deformation produces a shell with an outer diameter of 192 mm, an inner diameter of 112 mm and a wall thickness of 40 mm. The cross-sectional reduction is 30.7% and the stretching

$\lambda = 1.44$. During this deformation, high temperatures arise on the inner surface during rolling. Therefore, special care must be taken to ensure that the temperature on the shell inner surface does not exceed 1170°C . Otherwise, inner surface defects must be expected due to grain boundary melt-out. Changes in roll speed and transport angle can be used as control variables. The third deformation step is striking on the push bench. A push bench billet with an outer diameter of 122.8 mm, an inner diameter of 112 mm and a wall thickness of 5.4 mm is produced as the selected final size. After being pushed through a number of stands, the billet from the bar is detached in a detaching mill in the form of an internal die. The temperature of the billet continues to drop until the extracting duo and reaches, in the described case, a level in the range of 650° to 700°C . After extraction of the push bar, the billet bottom is created. According to the invention, the billet, before entering the reheating device, is subjected to controlled cooling to attain a uniform temperature distribution in the range between 650°C and 700°C . In this case, a temperature of approximately 670°C is striven for. The billets are held for a certain time in a heat-insulating buffer, so that heat can flow from the areas of the billet with a higher temperature to the areas with a lower temperature. The heat insulation ensures that the total level of the billet temperature does not fall below the preset target value. In this example, the temperature of the reheating furnace is set in such a way that a temperature of roughly 740°C is achieved in the deformation material. At this temperature, the billet runs into a stretch reducing mill. This mill comprises a large number of three-roll stands, which are arranged offset by 120° in a roll line. For the selected example with the final dimensions of 40.9×4.8 mm, 29 stands are used. The partial deformation in the base stands equals a cross-sectional reduction of between 7.1 and 8.1%. The total deformation equals 72.7% in keeping with a stretching λ of 3.66. The deformation conditions are selected (i.e., the pass design and roll speed are chosen and the cooling is adjusted) in such a way as to permit a slight temperature increase to 760°C . This ensures that deformation in the stretch reducing mill takes place completely in the two phase region $\gamma + \text{Fe}_3\text{C}$. After cooling, tubes of 100Cr6 rolled in this manner have a microstructure that comes near to the spheroidal cementite microstructure. The finely dispersed microstructure consists of

Patent Claims:

1. Process for producing a hot-worked elongated product, especially bar or tube, from high alloy or hypereutectoid steel, in which the feed length of selected feedstock heated to deformation temperature is reheated after one or more deformation steps to a temperature below the original deformation temperature and is deformed by continuous rolling in a multi-stand reducing mill to the final size and then cooled in resting air,
characterized by the fact
that after the first deformation steps and before reheating, a uniform temperature distribution is produced, seen over the length and thickness of the intermediate product, by means of controlled heating or cooling to a preestablished temperature within a certain temperature range, and the subsequent reheating is carried out either to a temperature below A_{c1} but above 650°C or to a temperature above A_{c1} but below A_{cma} in the two-phase region, and the deformation and cooling and, as needed, the additional external heating in the reducing mill are coordinated in such a way that the temperature increase of the rolled material remains small relative to the initial temperature, and the rolled material, during deformation in the reducing mill and upon leaving the roll mill, is located in the two-phase region with respect to temperature, whereby the minimum deformation, expressed as stretching, is $\lambda \geq 1.5$ for the total deformation and λ R-value ≥ 1.03 for the minimum partial deformation in a single stand of the reducing mill.
2. Process as in Claim 1,
characterized by the fact
that the preestablished temperature for temperature equalization prior to reheating is in the range between 650°C and 700°C .



PCT
WELTORGANISATION FÜR GEISTIGES EIGENTUM
Internationales Büro
**INTERNATIONALE ANMELDUNG VERÖFFENTLICHT NACH DEM VERTRAG ÜBER DIE
INTERNATIONALE ZUSAMMENARBEIT AUF DEM GEBIET DES PATENTWESENS (PCT)**

(51) Internationale Patentklassifikation 6 : C21D 8/10	A1	(11) Internationale Veröffentlichungsnummer: WO 96/31628 (43) Internationales Veröffentlichungsdatum: 10. Oktober 1996 (10.10.96)
(21) Internationales Aktenzeichen: PCT/DE96/00501 (22) Internationales Anmeldedatum: 12. März 1996 (12.03.96) (30) Prioritätsdaten: 195 13 314.5 3. April 1995 (03.04.95) DE (71) Anmelder (für alle Bestimmungsstaaten ausser US): MAN- NESMANN AG [DE/DE]; Mannesmannufer 2, D-40213 Düsseldorf (DE). (72) Erfinder; und (75) Erfinder/Anmelder (nur für US): KRON, Heinz [DE/DE]; Am Ellerforst 2, D-40627 Düsseldorf (DE). KUTZENBERGER, Karlheinz [DE/DE]; Schlegelstrasse 50, D-40789 Monheim (DE). MANIG, Günther [DE/DE]; Hauptstrasse 176, D- 01609 Peritz (DE). ZOUHAR, Gustav [DE/DE]; Gubener Strasse 49, D-01237 Dresden (DE). (74) Anwälte: MEISSNER, Peter, E. usw.; Hohenzollerndamm 89, D-14199 Berlin (DE).	(81) Bestimmungsstaaten: BR, BY, CA, CN, CZ, FI, HU, JP, KP, KR, MX, PL, RO, RU, SG, SI, SK, UA, US, VN, eurasisches Patent (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, RU, TJ, TM), europäisches Patent (AT, BE, CH, DE, DK, ES, FI, FR, GB, GR, IE, IT, LU, MC, NL, PT, SE). Veröffentlicht <i>Mit internationalem Recherchenbericht.</i>	
(54) Title: METHOD OF MANUFACTURING HOT-WORKED ELONGATED PRODUCTS, IN PARTICULAR BAR OR PIPE, FROM HIGH-ALLOY OR HYPEREUTECTOID STEEL (54) Bezeichnung: VERFAHREN ZUR HERSTELLUNG EINES WARMGEFERTIGTEN LANGGESTRECKTEN ERZEUGNISSES INSBESONDERE STAB ODER ROHR AUS HOCHLEGIERTEM ODER ÜBEREUTEKTOIDEM STAHL (57) Abstract In the method proposed, the length of the selected case-hardening material is heated to the working temperature and, after one or two working stages, is reheated to a temperature below the original working temperature and continuously rolled to its final dimensions in a multi-stand reducing mill and then cooled in still air. The invention is characterized in that, following the initial working stages but before reheating, a uniform temperature distribution is produced over the whole length and thickness of the partly finished product by controlled heating or cooling to a given temperature lying within a particular temperature range. (57) Zusammenfassung Die Erfindung betrifft ein Verfahren zur Herstellung eines warmgefertigten langgestreckten Erzeugnisses insbesondere Stab oder Rohr aus hochlegiertem oder übereutektoidem Stahl, bei dem die Einsatzlänge des gewählten Einsatzmaterials auf Umformtemperatur erwärmt nach einem oder mehreren Umformschritten auf eine unterhalb der ursprünglichen Umformtemperatur liegende Temperatur wiedererwärmt wird und durch ein kontinuierliches Walzen mittels eines mehrgerüstigen Reduzierwalzwerkes auf die Endabmessung umgeformt und anschließend an ruhender Luft abgekühlt wird. Die Erfindung ist dadurch gekennzeichnet, daß nach den ersten Umformschritten und vor der Wiedererwärmung durch ein geregeltes Erwärmen oder Abkühlen auf eine vorgegebene Temperatur innerhalb eines bestimmten Temperaturbereiches eine über Länge und Dicke des Zwischenerzeugnisses gesehen gleichmäßige Temperaturverteilung erzeugt wird.		