



(11) **EP 1 289 691 B2**

(12) **NEUE EUROPÄISCHE PATENTSCHRIFT**  
Nach dem Einspruchsverfahren

- (45) Veröffentlichungstag und Bekanntmachung des Hinweises auf die Entscheidung über den Einspruch: **11.07.2012 Patentblatt 2012/28**
- (45) Hinweis auf die Patenterteilung: **29.11.2006 Patentblatt 2006/48**
- (21) Anmeldenummer: **01942855.6**
- (22) Anmeldetag: **01.06.2001**
- (51) Int Cl.: **B22D 11/16 (2006.01) B22D 11/22 (2006.01)**
- (86) Internationale Anmeldenummer: **PCT/AT2001/000183**
- (87) Internationale Veröffentlichungsnummer: **WO 2001/091943 (06.12.2001 Gazette 2001/49)**

(54) **VERFAHREN ZUM STRANGGIESSEN EINES METALLSTRANGES**  
METHOD FOR CONTINUOUSLY CASTING A METAL STRAND  
PROCEDE POUR COULER DES BARRES DE METAL EN CONTINU

- (84) Benannte Vertragsstaaten:  
**AT BE CH CY DE DK ES FI FR GB GR IE IT LI LU MC NL PT SE TR**
- (30) Priorität: **02.06.2000 AT 9722000**
- (43) Veröffentlichungstag der Anmeldung:  
**12.03.2003 Patentblatt 2003/11**
- (73) Patentinhaber: **Siemens VAI Metals Technologies GmbH**  
**4031 Linz (AT)**
- (72) Erfinder:
  - **CHIMANI, Christian**  
**A-4540 Pfarrkirchen (AT)**
  - **DITTENBERGER, Kurt**  
**A-4060 Leonding (AT)**
  - **FLICK, Andreas**  
**A-4020 Linz (AT)**
  - **MÖRWALD, Karl**  
**A-4490 St. Florian (AT)**
  - **RESCH, Helmut**  
**A-3311 Zeillern (AT)**
- **WATZINGER, Josef**  
**4204 Reichenau 93 (AT)**
- **THALHAMMER, Manfred**  
**A-4680 Haag/Hausruck (AT)**
- (74) Vertreter: **Maier, Daniel Oliver et al**  
**Siemens AG**  
**Postfach 22 16 34**  
**80506 München (DE)**
- (56) Entgegenhaltungen:  
**AT-B- 300 238 DE-A- 4 417 808**  
**US-A- 5 697 423 US-A- 5 988 259**
- **HARSTE K ET AL: "NEUBAU EINER VERTIKALSTRANGGIESSANLAGE BEI DER AG DER DILLINGER HUETTENWERKE" STAHL UND EISEN, VERLAG STAHLISEN GMBH. DUSSELDORF, DE, Bd. 117, Nr. 11, 10. November 1997 (1997-11-10), Seiten 73-79,153, XP000737187 ISSN: 0340-4803**
- **12th IAS Steelmaking Seminar, 2. - 5.11.1999, Buenos Aires, S. 488-497**
- **Automation & Process Control Session - Paper No. 44, A. 1-6, Mai 1996**

**EP 1 289 691 B2**

## Beschreibung

**[0001]** Die Erfindung betrifft ein Verfahren zum Stranggießen eines Metallstranges, insbesondere eines Stahlstranges, wobei ein Strang aus einer gekühlten Durchlaufkockille ausgezogen, in einer der Durchlaufkockille nachgeordneten Strangstützeinrichtung gestützt und mit Kühlmittel gekühlt sowie gegebenenfalls dickenreduziert wird und bei welchem Verfahren Werte eines Simulationsmodells ständig mitgerechnet werden und in der Folge on-line die Kühlung eingestellt wird.

**[0002]** Es ist eine beim Stranggießen bekannte Anforderung, die Kühlung eines kontinuierlich gegossenen Stranges derart einzustellen, daß die Strangoberflächentemperatur vorgegebenen Werten, die gegebenenfalls vom Alter eines Querschnittelelementes des Stranges abhängen, möglichst nahekommt. Dies ist insbesondere bei Strangverzögerungen und/oder Strangbeschleunigungen von besonderer Bedeutung.

**[0003]** Aus der AT-B - 300.238 ist ein Verfahren zum Kühlen eines aus einer Durchlaufkockille austretenden Stranges bekannt, wobei die Sollwerte der Kühlwassermenge in Abhängigkeit von der chemischen Zusammensetzung des Strangmaterials, der Erstarrungszeit und weiters in Abhängigkeit vom augenblicklichen Integralwert der Gießgeschwindigkeit während des Weges des Stranges bis zur jeweiligen Kühlzone eingestellt werden, so daß die Strangoberflächentemperatur vorbestimmbar bleibt.

**[0004]** Weiters ist es aus der DE-C - 25 42 290 bekannt, vor dem Gießen einen bestimmten Temperaturverlauf entsprechend einer optimalen Gießgeschwindigkeit, für welche die Kühlmittelmengen für die Kühlung des Stranges eingestellt werden, vorzugeben und während des Gießens die gemessene wirkliche Gießgeschwindigkeit mit der optimalen Gießgeschwindigkeit zu vergleichen und aus Abweichungen der tatsächlichen Gießgeschwindigkeit von der optimalen Gießgeschwindigkeit eine Nachsteuerung für die Kühlmittelmengen vorzunehmen.

**[0005]** Aus der DE-A - 2 344 438 ist es bekannt, während des Gießens durch Integrieren der Geschwindigkeit einzelner Strangabschnitte über die Laufzeit und durch gleichzeitiges Festhalten der von einem Strangabschnitt im Kühlbereich verbrachten Zeit die auf einen einzelnen Abschnitt aufgebrauchte Kühlmittelmenge zu ermitteln und mit einer Sollmenge zu vergleichen, auf diese Weise sogenannte "Rest-Kühlmittelmengen" zu bestimmen und aus dieser Bestimmung heraus die Verweilzeit einzelner Strangabschnitte im gesamten Kühlbereich konstant zu halten.

**[0006]** Diese bekannten Verfahren ermöglichen Korrekturen der Kühlmittelmengen, die in erster Linie von der Gießgeschwindigkeit abhängen, also gießgeschwindigkeitsabhängige Regelungen, wobei jedoch die tatsächlichen thermodynamischen Zustandsänderungen des Stranges unberücksichtigt bleiben. Der Stand der Technik berücksichtigt also nur - kommt es zu einem Abweichen der tatsächlichen Gießgeschwindigkeit von der Gießgeschwindigkeit, für die die Strangkühlung eingestellt ist - Tendenzen, ohne jedoch den tatsächlichen Verhältnissen gerecht zu werden.

**[0007]** Gemäß der DE-A - 44 17 808 werden in Weiterentwicklung zu obigen Verfahren thermodynamische Zustandsänderungen des Stranges mit großer Genauigkeit berücksichtigt, so daß durch solche thermodynamische Zustandsänderungen verursachte Nachteile, die z.B. für Innenrisse oder Kantenrisse verantwortlich sind, zuverlässig vermieden werden.

**[0008]** Hierzu werden thermodynamische Zustandsänderungen des gesamten Stranges, wie Änderungen der Oberflächentemperatur, der Mittentemperatur, der Schalenstärke, und auch der mechanische Zustand, wie das Verformungsverhalten, etc., in einem mathematischen Simulationsmodell durch Lösen der Wärmeleitungsgleichung ständig mitgerechnet und es wird die Kühlung des Stranges in Abhängigkeit des errechneten Wertes mindestens einer der thermodynamischen Zustandsgrößen eingestellt, wobei für die Simulation die Strangdicke und die chemische Analyse des Metalles sowie die ständig gemessene Gießgeschwindigkeit berücksichtigt werden.

**[0009]** Beim Direktverbund einer Stranggießanlage mit einem Walzwerk hängen Ausscheidungsbildung und Phasenumwandlungen im Gußprodukt von der Kühlrate, dem Temperaturniveau und von der Deformationskinetik ab. Es wurde beispielsweise beobachtet, daß im Falle eines zeitlich verzögerten Chargierens von Brammen in einen Ofen, z.B. infolge langer Transportzeit, Oberflächenrisse (Netzrisse) am Walzprodukt entstehen, welche auf eine Schädigung entlang der Korngrenzen zurückzuführen sind. Insbesondere trifft dies auf Aluminiumnitridausscheidungen zu, welche sich verstärkt an den Korngrenzen ausscheiden und dort die Mobilität der Körner zueinander behindern. Bei einer Warmumformung entstehen an den Korngrenzen hohe Spannungen, welche im Falle solcher Ausscheidungen in Rissen nach dem Walzen enden. Die Ausscheidung von A1N im stabilen  $\gamma$ -Bereich ist von der Temperatur-Zeitgeschichte abhängig. Durch die Phasenumwandlung von  $\gamma$  in  $\alpha$ , bei Temperaturen zwischen 900°C und 720°C, kommt es zur annähernd spontanen Ausscheidung der sich nicht im Gleichgewicht befindlichen Aluminiumnitride.

**[0010]** Zur Vermeidung der mit A1N-Ausscheidungen verbundenen Nachteile ist es bekannt (EP-A - 0 650 790), den durchgestarteten Strang (Bramme, Vorblock, Knüppel) in oder nach der Stranggießanlage in solcher Art mit einem Kühlmedium zu kühlen, daß die Oberflächentemperatur einen bestimmten Wert von ca. 500 bis 550°C erreicht. Anschließend wird die Kühlung gestoppt und der gekühlte Abschnitt erwärmt sich von innen auf einen sich ergebenden Wert.

**[0011]** Eine andere Ursache von Oberflächenrisen sind Seigerungen von Spurenelementen, wie S, Sn, Cu etc., an den Korngrenzen. Diese Seigerungen resultieren in Heißbrüchigkeit des Walzproduktes nach dem Walzen. Die Rissintensität steht in einem direkten Zusammenhang mit der Ausgangskorngröße, d.h. je größer das Korn ist, umso höher

wird die Rissintensität sein. In einem Direktverbundsystem ist die Ausgangskorngröße im allgemeinen größer als bei kalt chargierten Brammen, welche eine vollständige Umwandlung von  $\gamma$  in  $\alpha$  erfahren.

**[0012]** Auch dieser Effekt kann durch eine gezielte Temperatur-Zeitsteuerung positiv beeinflusst werden, wobei insbesondere eine rasche Abkühlung auf ca. 500°C die Ausscheidungsvorgänge günstig beeinflusst. D.h. eine konzentrierte Ausscheidung von Nitriden an den Austenitkorngrenzen wird unterdrückt und durch eine über das Volumen gleichmäßige Verteilung ersetzt. Je nach Stahlanalyse und Zeit der Temperaturbehandlung entsteht eine fein perlitische oder bainitische Gefügestruktur. Trotz einer geringen globalen Festigkeitseinbuße erhöht sich damit die Materialzähigkeit. Lokale Entfestigung an den primären Austenitkorngrenzen werden vermieden und folglich wird die Rißbildung unterdrückt. Der Effekt gilt sowohl für A1N-Ausscheidungen als auch für Spurenelemente, welche Heißbrüchigkeit hervorrufen.

**[0013]** Die Temperatursteuerung erfolgt gemäß dem Stand der Technik üblicherweise entsprechend theoretischer Vorhersagen und Berechnungen. Die Wassermengen werden so gesteuert, daß bei unterschiedlichen Gießgeschwindigkeiten in etwa gleiche Oberflächentemperaturen am Strang erreicht werden. Üblicherweise wird dazu als Rückkoppelung eine Temperaturmeßeinrichtung verwendet, welche die Oberflächentemperatur des Gußproduktes vor und nach der intensiven Wasserbeaufschlagung mißt. Diese Werte werden mit berechneten verglichen und daraus nach entsprechenden Versuchen die optimale Wassermenge bestimmt.

**[0014]** Die Wassersteuerung ist also rein mit der Gießgeschwindigkeit gekoppelt. Veränderungen, welche aufgrund von instationären Zuständen entstehen (kurze Geschwindigkeitsänderungen, Gießbeginn bei kalter Maschine, Gießende etc.), können damit nicht beeinflusst werden, außer man bedient sich einer permanenten Temperaturmessung. Hierzu dienende Messinstrumente haben üblicherweise nur eine geringe Meßgenauigkeit und werden stark insbesondere durch Zunder, welcher sich auf der Oberfläche des Gußproduktes befindet, beeinflusst. Die Rückkoppelung ist ungenau, ein gleichmäßiges intensives Beaufschlagen mit Wasser ist daher nicht möglich.

**[0015]** Ein weiterer Nachteil betrifft den Umstand, daß sich bei stark veränderten Gießgeschwindigkeiten die optimale Länge der Strecke, in der der Strang intensiv zu kühlen ist, zur Erzielung einer bestimmten Tiefe des Einflusses der intensiven Kühlung verändern muß und es nicht ausreicht, nur die Wassermenge zu verändern. Hat man zur Vorgabe der optimalen Länge bzw. Tiefe des Einflußbereiches nur ungenaue Temperatursignale, erreicht man nie ein angestrebtes Optimum.

**[0016]** Der Aufsatz H.P. Hougrady et al.; Möglichkeiten und Grenzen einer Simulation des Werkstoffverhaltens, Stahl und Eisen; Bd 116, Nr. 4 April 1996, Seiten 109 bis 113, gibt einen grundlegenden Überblick in Modelle, insbesondere physikalisch basierte Modelle, die zur Beschreibung von werkstoffkundlichen Vorgängen beim Verarbeiten von Metallen, insbesondere bei Walzprozessen, benutzt werden können. In diesem Dokument wird die Anwendbarkeit dieser Modelle zur Nachbildung von metallurgischen Vorgängen und deren Verifikation mit experimenteller Laborarbeit beschrieben. Hierdurch ist es möglich, sich grundlegend über physikalische Modelle zur Beschreibung von Phasenumwandlungen und Rekristallisation beim Walzumformen zu informieren. Ein Bezug auf eine Onlinemodellierung bzw. Regelung von Phasenumwandlungen des zu vergießenden Metalls in Stranggießanlagen ist in diesem Dokument nicht gegeben.

**[0017]** Das Dokument C. Biegus et al.; Ermittlung von Werkstoffdaten zur Gefügesimulation, Stahl und Eisen, Bd 116 Nr. 5, 1996, Seiten 43 bis 49 zeigt Methoden auf, die es erlauben, Werkstoffeigenschaften experimentell zu ermitteln, die zur physikalisch basierten Modellierung von Phasenumwandlungen bzw. Rekristallisation notwendig sind.

**[0018]** Die DE 196 12 420 A1 beschreibt ein Verfahren zur Erzielung einer verbesserten Strangkühlung bei variierender Stranggeschwindigkeit, wobei für verschiedene Kühlmodelle Modellparameter, wie Kokillenlänge, Stranggeometrie, Stranggeschwindigkeit, Schmelztemperatur, Erstarrungsenthalpie und Kühlwasservolumen berücksichtigt werden. Nach bevorzugten Ausführungsformen wird das thermische Modell mit der Funktionalität eines neuronalen Netzes zur Anpassung von Modellierparametern erweitert. Eine thermische Modellierung des Gießprozesses gekoppelt mit einer metallurgischen Modellierung um damit online die Werkstoffeigenschaften zu beeinflussen, ist hier nicht angesprochen.

**[0019]** In der DE 197 17 615 A1 wird ein Simulationsansatz zur Beschreibung der Temperaturverteilung während des Warmwalzens beschrieben; es handelt sich um die Anwendung eines rein thermischen Modells.

**[0020]** Gemäß der DE 195 08 476 A1 ist eine pauschale Prozessautomatisierung für Bandgießverfahren ohne nähere Angaben über die Art der Prozessregelung beinhaltet. In einer pauschalen Auflistung von Teilmodellen wird der Ausdruck Kornstruktur angesprochen, jedoch sind Angaben zu Modellierungsansätzen sowie zur Verwendung von diesem Teilmodell nicht enthalten. Es gibt keine Hinweise auf die Benutzung von Simulationstools um Phasenumwandlungen gezielt nach Produkthanforderungen zu steuern.

**[0021]** Gemäß dem Stand der Technik wird die Stahlqualität nicht berücksichtigt. Dies hat zur Folge, daß manche (empfindliche) Stahlgüten überkühlt und unnötig thermisch beansprucht werden. Andererseits wird bei manch anderer Stahlsorte der gewünschte Effekt der Phasenumwandlung nicht erreicht. Insbesondere ist es nicht möglich, Phasenteile in einem gewünschten Ausmaß, wie z.B. für einen Stahlstrang Phasenteile an Ferrit, Perlit, Bainit und Martensit, am Gußprodukt - vor oder nach einer Walzung - sicherzustellen.

**[0022]** Ein Verfahren der eingangs beschriebenen Art ist aus der DE 44 17 808 A1 bekannt. Bei diesem Verfahren werden thermodynamische Zustandsänderungen des Stranges dahingehend berücksichtigt, dass bei instationären Gießbedingungen die Oberflächentemperaturen des Stranges nur wenig von metallurgisch erforderlichen Sollwerten

abweichen. Dies geschieht dadurch, dass Werte eines Simulationsmodells ständig mitgerechnet werden und in der Folge die Kühlmittelmenge in Abhängigkeit des errechneten Wertes eingestellt wird. Aus dem Aufsatz "IDS, TEMPSIMU, CASIM - THREE WINDOW APPLICATIONS FOR CONTINUOUS CASTING OF STEEL", präsentiert auf dem 12. IAS Steelmaking Seminar, 2. bis 5. November 1999, Buenos Aires, ist ein Verfahren der eingangs genannten Art bekannt. Konkret werden ein off-line Erstarrungsmodell IDS, ein off-line steady-state Wärmetransfermodell TEMPSIMU und ein dynamisches on-line Modell CASIM z.B. zur Berechnung der Sumpfspitze und zur Regelung der Sekundärkühlung gezeigt. Die Koppelung der Modelle IDS, TEMPSIMU und CASIM ist in Fig 4 dargestellt.

**[0023]** Die Erfindung bezweckt die Vermeidung dieser Nachteile und Schwierigkeiten und stellt sich die Aufgabe, ein Stranggießverfahren der eingangs beschriebenen Art dahingehend weiterzuentwickeln, daß es möglich ist, als Zielvorgabe die Ausbildung eines gewünschten Gefüges des Metalls vorgeben zu können, u.zw. für Metalle, d.h. unterschiedlicher chemischer Zusammensetzung beim Stahl-Stranggießen für sämtliche zu gießenden Stahlqualitäten bzw. Stahlgüten. Beim Stahl-Stranggießen soll es insbesondere möglich sein, eine bestimmte Ferrit-, Perlit-Struktur einzustellen und/oder Ausscheidungen, wie Aluminiumnitridausscheidungen, an den Korngrenzen zu vermeiden.

**[0024]** Diese Aufgabe wird bei einem Verfahren der eingangs beschriebenen Art dadurch gelöst, daß zur Ausbildung eines gewünschten Gefüges im gegossenen Strang das Stranggießen unter on-line-Berechnung unter Zugrundelegung eines die Ausbildung des gewünschten Gefüges des Metalles beschreibenden Rechenmodells durchgeführt wird, wobei die Gerugeausbildung beeinflussende Variable des Stranggießverfahrens, wie zum Beispiel die zur Kühlung des Stranges vorgesehene spezifische Kühlmittelmenge, on-line-dynamisch, d.h. während des laufenden Gießens eingestellt werden, und dass mit dem Rechenmodell thermodynamische Zustandsänderungen des gesamten Stranges, wie Änderungen der Oberflächentemperatur, der Mittentemperatur, der Schalenstärke durch Lösen der Wärmeleitungsgleichung und Lösen von einer die Phasen-Umwandlungskinetik beschreibenden Gleichung ständig mitgerechnet werden und die Kühlung des Stranges in Abhängigkeit des errechneten Wertes mindestens einer der thermodynamischen Zustandsgrößen eingestellt wird, wobei für die Simulation die Strangdicke und die chemische Analyse des Metalles sowie die ständig gemessene Gießgeschwindigkeit berücksichtigt werden;

dass in das Rechenmodell ein kontinuierliches Phasen-Umwandlungsmodell des Metalles integriert ist, insbesondere nach Avrami;

und dass eine durch das thermische Rechenmodell errechnete aktuelle Temperatur TA on-line dem metallurgischen Rechenmodell zugeführt wird und dieses laufend die gewünschte Soll-Temperatur TS errechnet, aufgrund der das thermische Rechenmodell die Soll-Wassermenge QS für die einzelnen Strangkühlungsabschnitte errechnet und automatisch einstellt.

**[0025]** Durch die erfindungsgemäße Koppelung der Berechnung der Temperatur des Stranges mit dem Rechenmodell, das die Ausbildung eines bestimmten zeit- und temperaturabhängigen Gefüges des Metalles beinhaltet, ist es möglich, die Variablen des Stranggießverfahrens, die die Gerugeausbildung beeinflussen, wie z.B. die auf die Strangoberfläche aufzubringende Kühlmittelmenge, der chemischen Analyse des Metalles, sowie der örtlichen Temperaturgeschichte des Stranges anzupassen. Hierdurch kann gezielt eine gewünschte Gefügestruktur im weitesten Sinn (Korngröße, Phasenbildung, Ausscheidungen) im oberflächennahen Bereich des Stranges erreicht werden.

**[0026]** Die Avrami-Gleichung beschreibt in ihrer allgemeinen Form alle diffusionsgesteuerten Umwandlungsvorgänge für die jeweilige Temperatur unter isothermen Bedingungen. Durch Berücksichtigung dieser Gleichung im Rechenmodell können ganz gezielt beim Stahl-Stranggießen Ferrit-, Perlit- und Bainit-Anteile eingestellt werden, u.zw. auch unter Berücksichtigung einer Haltezeit bei bestimmter Temperatur.

**[0027]** Vorzugsweise ist das Verfahren dadurch gekennzeichnet, daß mit dem Rechenmodell thermische Zustandsänderungen des gesamten Stranges, wie Änderungen der Oberflächentemperatur, der Mittentemperatur, der Schalenstärke, durch Lösen der Wärmeleitungsgleichung und Lösen einer die Ausscheidungskinetik, insbesondere nichtmetallischer und intermetallischer Ausscheidungen, beschreibenden Gleichung ständig mitgerechnet werden und die Kühlung des Stranges in Abhängigkeit des errechneten Wertes mindestens einer der thermodynamischen Zustandsgrößen eingestellt wird, wobei für die Simulation die Strangdicke und die chemische Analyse des Metalles sowie die ständig gemessene Gießgeschwindigkeit berücksichtigt werden, wobei vorteilhaft die Ausscheidungskinetik aufgrund freier Phasenenergie und Keimbildung und Verwendung thermodynamischer Grundgrößen, insbesondere der Gibb'schen Energie, und das Keimwachstum nach Zener in das Rechenmodell integriert ist.

**[0028]** Zweckmäßig werden auch Gefügemengenverhältnisse in Gleichgewichtszuständen gemäß Mehrstoffsystem-Diagrammen, insbesondere gemäß Fe-C-Diagramm, in das Rechenmodell integriert.

**[0029]** Vorzugsweise sind in das Rechenmodell Kornwachstumseigenschaften, insbesondere unter Berücksichtigung von Rekristallisation des Metalles, integriert. Hierbei kann eine dynamische und/oder verzögerte und/oder eine post-Rekristallisation, d.h. eine Rekristallisation, die später in einem Ofen stattfindet, im Rechenmodell berücksichtigt werden.

**[0030]** Vorzugsweise wird als die Gefügeausbildung beeinflussende Variable des Stranggießens eine während des Ausförderns des Stranges stattfindende Dickenreduktion vor und/oder nach Durcherstarrung des Stranges zusätzlich zur den Strang beaufschlagenden spezifischen Kühlmittelmenge on-line eingestellt, so daß auch während des Stranggießens stattfindende thermodynamische Walzungen, beispielsweise Hochtemperatur-thermodynamische Walzungen

bei einer Oberflächentemperatur größer  $A_{c3}$  berücksichtigt werden können.

**[0031]** Weiters wird vorzugsweise mit dem Rechenmodell auch der mechanische Zustand, wie das Verformungsverhalten, durch Lösen weiterer Modellgleichungen, insbesondere durch Lösen der Wärmeleitgleichung ständig mitgerechnet.

**[0032]** Eine bevorzugte Ausführungsform ist dadurch gekennzeichnet, daß mengenmäßig definierte Phasenanteile durch Aufbringen on-line errechneter spezifischer Strang-Kühlmittelmengen vor und/oder nach der Durcherstarrung des Stranges eingestellt werden.

**[0033]** Weiters wird zweckmäßig ein definiertes Gefüge durch Aufbringen einer on-line errechneten Strangverformung vor und/oder nach der Durcherstarrung des Stranges, welche eine Rekristallisation des Gefüges bewirkt, eingestellt.

**[0034]** Eine vorteilhafte Variante des erfindungsgemäßen Verfahrens ist dadurch gekennzeichnet, daß die zur das Stranggießen abschließende Phasenumwandlung mit Einstellung eines mengenmäßig definierten Phasenanteiles des Stranges errechnete spezifische Strang-Kühlmittelmenge nach Durcherstarrung des Stranges im Endbereich einer Sekundärkühlzone in einer verstärkten Kühlung bewirkenden Kühlzone eingestellt wird.

**[0035]** Die Erfindung ist nachfolgend für das Stahlstranggießen näher erläutert. Eine Anwendung des erfindungsgemäßen Verfahrens für andere Metalle kann analog zu den nachstehenden Ausführungen vorgenommen werden.

**[0036]** Das erfindungsgemäß zu verwendende Rechenmodell läßt aufgrund einer vorgegebenen chemischen Analyse des Stahls, der Austenitkomgröße und der Temperaturgeschichte des Stranges sämtliche Umwandlungstemperaturen und -daten, die zur Vorhersage und Beschreibung der Umwandlungsvorgänge für die Phasenanteile Ferrit, Perlit, Bainit und Martensit notwendig sind, berechnen.

**[0037]** Hierfür wird zunächst ein Kohlenstoffäquivalent für die einzelnen Legierungsbestandteile errechnet. Daraus ergeben sich analysenabhängige Starttemperaturen für die Ferritumwandlung, für die Perlitumwandlung, die Bainitbildung und die Martensitbildung (aufgrund des Eisen/Kohlenstoff-Diagramms).

**[0038]** Aufgrund der Avrami-Gleichung, die in ihrer allgemeinen Form alle diffusionsgesteuerten Umwandlungsvorgänge für die jeweilige Temperatur unter isothermen Bedingungen beschreibt, lassen sich Grundgleichungen für die Umwandlungskurven ermitteln.

$$X = 1 - \exp(-b \cdot t^n)$$

worin X der Mengenanteil der umgewandelten Phase und b und n Parameter bedeuten, die abhängig sind von der Keimbildung und dem Wachstum der gebildeten Phase. Diese Parameter b und n sind analysenabhängig und können durch Dilatometer-Versuche bestimmt werden. Im Zusammenhang mit ZTU-Diagrammen lassen sich mit Hilfe der Avrami-Gleichung sowohl die Start- und die Endzeit als auch die Temperatur für die Ferrit-, Perlit- und Bainit-Umwandlung unter isothermischen Bedingungen berechnen.

**[0039]** Um nicht-isothermische Umwandlungen zu berücksichtigen, also die in der Stranggießanlage stattfindende - gegebenenfalls auch ungleichmäßig stattfindende - Kühlung des Stranges voll berücksichtigen zu können, wird aufgrund der im Rechner gespeicherten ZTU-Schaubilder und der Abhängigkeit der Temperatur als eine Funktion der Zeit der Anteil an umgewandeltem Material berechnet, u.zw. durch eine Integration der Avrami-Gleichung über die Kühlzeit des Stranges (vgl. T.T. Pham, E.B. Hawbolt, J.K. Brimacombe: "Preciding the onset of transformation under non continuous cooling conditions. II Application to austenite - pearlite transformation", Met. Mat. Trans. A, 26A, pp. 1993-2000, 1995).

$$X(t) = \int_{t_s(T)} [1 - \exp(-b \cdot t^n)] \cdot dt$$

wobei  $t_s(T)$  eine virtuelle Beginnzeit der Umwandlung bei einer Temperatur T in Übereinstimmung zur tatsächlich umgewandelten Menge bedeutet.

**[0040]** Für diesen Berechnungsalgorithmus wird die Temperatur als Funktion der Zeit definiert. Da der berechnete Umwandlungs- bzw. Ausscheidungsanteil nach Avrami keine Auskunft über die tatsächlichen Gefüge/Mengen-Verhältnisse gibt, sondern lediglich erkennen läßt, ob und wie der Gleichgewichtszustand erreicht wird, werden zur Bestimmung des Gefügeanteils die Umwandlungsanteile auf die Gleichgewichtslinien aus dem Eisen/Kohlenstoff-Diagramm bezogen und ebenfalls im Rechenmodell berücksichtigt.

Keimbildungsvorgänge werden aufgrund der chemischen Gibb'schen Energie bzw. Phasenenergie im Rechenmodell berücksichtigt (nachstehend für Aluminiumnitride gezeigt).

$$\Delta G_{\text{chem}} = \Delta G_{\text{AlN}}^0 - R \cdot T \cdot (\ln X_{\text{Al}} + \ln X_{\text{N}})$$

5 wobei  $G_{\text{AlN}}^0$  die Standard Gibb'sche Energie für die Bildung von AlN,  $X_{\text{Al}}$  der Molanteil von Aluminium im Austenitvolumen und  $X_{\text{N}}$  der Durchschnittsstickstoffgehalt bedeuten. Die Keimbildungsrate läßt sich wie folgt berechnen:

$$10 \quad I = S \cdot D_{\text{Al}} \cdot X_{\text{Al}} \cdot \exp$$

worin S die Dichte der Keimbildung im Austenit bedeutet.

$$15 \quad \Delta G_{\text{crit}} = \frac{16 \cdot \pi}{3} \cdot \frac{\sigma^3}{\left( \frac{\Delta G_{\text{chem}}}{V_{\text{AlN}}} \right)^2}$$

gibt die Bedingung für die Keimbildung wieder. Hierin ist  $\sigma$  die Austenit/AlN-Grenzflächenenergie.  $k_B$  ist die Boltzmannkonstante und  $D_{\text{Al}}$  das Ausbreitungsvermögen von Aluminium in Austenit.

25 **[0041]** Das Keimwachstum wird nach Zener berücksichtigt (z.B. abgehandelt in J.S. Kirkaldy, "Diffusion in the condensed state", The Universities Press, Belfast, 1985).

**[0042]** Das Rechenverfahren geht in zwei Hauptstufen vor sich. In der ersten Stufe wird die Anzahl der aktuell gebildeten Keime bestimmt und in der zweiten Stufe wird das Wachstum aller vorhergehend gebildeten Ausscheidungen berechnet.

**[0043]** Zur weiteren Erläuterung der Erfindung dient die beiliegende Figur.

30 **[0044]** Gemäß dieser wird ein Stahlstrang 1 aus einer Stahlschmelze 2 mit einer bestimmten chemischen Zusammensetzung durch Gießen in einer Durchlaufkokille 3 gebildet. Die Stahlschmelze 2 wird aus einer Gießpfanne 4 über ein Zwischengefäß 5 und ein vom Zwischengefäß 5 mittels eines unter den in der Durchlaufkokille 3 gebildeten Gießspiegel reichenden Gießrohres 6 in die Durchlaufkokille 3 gegossen. Unterhalb der Durchlaufkokille 3 sind Strangführungsrollen 7 zur Abstützung des Stahlstranges 1 vorgesehen, der noch einen flüssigen Kern 8 und zunächst eine nur sehr dünne Strangschale 9 aufweist.

**[0045]** Der aus der Durchlaufkokille mit gerader Achse austretende Stahlstrang 1 wird in einer Biegezone 10 in eine Kreisbogenbahn 11 umgelenkt und in dieser ebenfalls durch Strangführungsrollen 7 gestützt. In einer der Kreisbogenbahn 11 nachfolgenden Richtzone 12 wird der Stahlstrang 1 wiederum geraderichtet und über einen Auslaufrollgang ausgefördert oder direkt on-line dickenreduziert, z.B. mittels eines on-line angeordneten Walzgerüstes 13.

40 **[0046]** Zur Kühlung des Stahlstranges 1 wird dieser direkt oder indirekt - über mit einer Innenkühlung versehene Strangführungsrollen 7 - gekühlt, wodurch an seiner Oberfläche bis in einen gewissen Tiefenbereich eine bestimmte Temperatur eingestellt werden kann.

**[0047]** Die Versorgung des Stahlstranges 1 mit der für das gewünschte Gefüge des Stahlstranges 1 notwendigen Kühlmittelmenge erfolgt über einen geschlossenen oder offenen Regelkreis mittels eines Rechners 14. In den Rechner 14 werden Maschinendaten m, das Format f des Stahlstranges 1, Materialdaten, wie die chemische Analyse  $St_{\text{ch}}$  der Stahlschmelze 2, der Gießzustand z, die Gießgeschwindigkeit v, die Flüssigstahltemperatur  $t_{\text{fl}}$ , mit der die Stahlschmelze 2 in die Durchlaufkokille 3 eintritt, sowie das gewünschte Gefüge  $\alpha/\gamma$  und gegebenenfalls eine Verformung w des Stahlstranges 1, die am Wege der Strangführung durchgeführt wird, eingegeben. Diese Verformung kann z.B. auch durch das Geraderichten des Stahlstranges 1 in der Richtzone 12 gegeben sein.

50 **[0048]** In dem Rechner 14 wird anhand eines metallurgischen Rechenmodells, das die Phasenumwandlungskinetik und Keimbildungskinetik gemäß der oben angegebenen Rechenmodelle berücksichtigt, und eines thermischen Rechenmodells, das die Temperaturanalyse aufgrund der Lösung der Wärmeleitungsgleichung ermöglicht, eine Soll-Wassermenge  $Q_s$  errechnet, u.zw. aufgrund der aktuellen, bereits aufgebrauchten Wassermenge  $Q_A$ , die ebenfalls in den Rechner eingegeben wird.

55 **[0049]** Eine Lösung der Wärmeleitungsgleichung mittels eines Prozeßrechners ist Stand der Technik und z.B. in der DE-C2 - 44 17 808 für das Stranggießen ausführlich abgehandelt. Als eine Möglichkeit zur Lösung der Wärmeleitungsgleichung ist das Finite Differenzen Verfahren mit Lagrangescher Beschreibungsweise angegeben.

**[0050]** Das metallurgische Rechenmodell berücksichtigt die aktuelle Stahlanalyse  $St_{\text{ch}}$ , um unterschiedlichen Werk-

stoffverhalten gerecht zu werden. Die durch das thermische Rechenmodell errechnete aktuelle Temperatur  $T_A$  wird on-line dem metallurgischen Rechenmodell zugeführt und dieses errechnet laufend die gewünschte Soll-Temperatur  $T_S$ , aufgrund der das thermische Rechenmodell die Soll-Wassermenge  $Q_s$  für die einzelnen Strangkühlungsabschnitte errechnet und automatisch einstellt.

5

## Patentansprüche

1. Verfahren zum Stranggießen eines Metallstranges, insbesondere eines Stahlstranges (1), wobei ein Strang (1) aus einer gekühlten Durchlaufkokille (3) ausgezogen, in einer der Durchlaufkokille (3) nachgeordneten Strangstützeinrichtung (7, 11) gestützt und mit Kühlmittel gekühlt sowie gegebenenfalls dickenreduziert wird und bei welchem Verfahren Werte eines Simulationsmodells ständig mitgerechnet werden und in der Folge on-line die Kühlung eingestellt wird, **dadurch gekennzeichnet**,  
**dass** zur Ausbildung eines gewünschten Gefüges im gegossenen Strang das Stranggießen unter on-line-Berechnung unter Zugrundelegung eines die Ausbildung des gewünschten Gefüges des Metalles beschreibenden Rechenmodells durchgeführt wird, wobei die Gefügeausbildung beeinflussende Variable des Stranggießverfahrens, wie zum Beispiel die zur Kühlung des Stranges vorgesehene spezifische Kühlmittelmenge, on-linedynamisch, d.h. während des laufenden Gießens eingestellt werden;  
**dass** mit dem Rechenmodell thermodynamische Zustandsänderungen des gesamten Stranges, wie Änderungen der Oberflächentemperatur, der Mittentemperatur, der Schalenstärke durch Lösen der Wärmeleitungsgleichung und Lösen von einer die Phasen-Umwandlungskinetik beschreibenden Gleichung ständig mitgerechnet werden und die Kühlung des Stranges in Abhängigkeit des errechneten Wertes mindestens einer der thermodynamischen Zustandsgrößen eingestellt wird, wobei für die Simulation die Strangdicke und die chemische Analyse des Metalles sowie die ständig gemessene Gießgeschwindigkeit berücksichtigt werden;  
**dass** in das Rechenmodell ein kontinuierliches Phasen-Umwandlungsmodell des Metalles integriert ist, insbesondere nach Avrami; und  
**dass** eine durch das thermische Rechenmodell errechnete aktuelle Temperatur  $T_A$  on-line dem metallurgischen Rechenmodell zugeführt wird und dieses laufend die gewünschte Soll-Temperatur  $T_S$  errechnet, aufgrund der das thermische Rechenmodell die Soll-Wassermenge  $Q_s$  für die einzelnen Strangkühlungsabschnitte errechnet und automatisch einstellt.
2. Verfahren nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet**, **dass** mit dem Rechenmodell thermische Zustandsänderungen des gesamten Stranges, wie Änderungen der Oberflächentemperatur, der Mittentemperatur, der Schalenstärke, durch Lösen der Wärmeleitungsgleichung und Lösen einer die Ausscheidungskinetik, insbesondere nicht-metallischer und intermetallischer Ausscheidungen, beschreibenden Gleichung ständig mitgerechnet werden und die Kühlung des Stranges in Abhängigkeit des errechneten Wertes mindestens einer der thermodynamischen Zustandsgrößen eingestellt wird, wobei für die Simulation die Strangdicke und die chemische Analyse des Metalles sowie die ständig gemessene Gießgeschwindigkeit berücksichtigt werden.
3. Verfahren nach Anspruch 2, **dadurch gekennzeichnet**, **dass** die Ausscheidungskinetik aufgrund freier Phasenenergie und Keimbildung und Verwendung thermodynamischer Grundgrößen, insbesondere der Gibb'schen Energie, und das Keimwachstum nach Zener in das Rechenmodell integriert ist.
4. Verfahren nach einem oder mehreren der Ansprüche 1 bis 3, **dadurch gekennzeichnet**, **dass** auch Gefügemengenverhältnisse in Gleichgewichtszuständen gemäß Mehrstoffsystem-Diagrammen, insbesondere gemäß Fe-C-Diagramm, in das Rechenmodell integriert sind.
5. Verfahren nach einem oder mehreren der Ansprüche 1 bis 4, **dadurch gekennzeichnet**, **dass** in das Rechenmodell Kornwachstumseigenschaften, insbesondere unter Berücksichtigung von Rekristallisation des Metalles, integriert sind.
6. Verfahren nach einem oder mehreren der Ansprüche 1 bis 5, **dadurch gekennzeichnet**, **dass** als die Gefügeausbildung beeinflussende Variable des Stranggießens eine während des Ausförderns des Stranges stattfindende Dickenreduktion vor und/oder nach Durcherstarrung des Stranges zusätzlich zur den Strang beaufschlagenden spezifischen Kühlmittelmenge on-line eingestellt wird.
7. Verfahren nach einem oder mehreren der Ansprüche 1 bis 6, **dadurch gekennzeichnet**, **dass** mit dem Rechenmodell auch der mechanische Zustand, wie das Verformungsverhalten, durch Lösen weiterer Modellgleichungen,

insbesondere durch Lösen der Wärmeleitgleichung, ständig mitgerechnet wird.

- 5 8. Verfahren nach einem oder mehreren der Ansprüche 1 bis 7, **dadurch gekennzeichnet, dass** mengenmäßig definierte Phasenanteile durch Aufbringen on-line errechneter spezifischer Strang-Kühlmittelmengen vor und/oder nach der Durcherstarrung des Stranges eingestellt werden.
- 10 9. Verfahren nach einem oder mehreren der Ansprüche 1 bis 8, **dadurch gekennzeichnet, dass** ein definiertes Gefüge durch Aufbringen einer on-line errechneten Strangverformung vor und/oder nach der Durcherstarrung des Stranges, welche eine Rekristallisation des Gefüges bewirkt, eingestellt wird.
- 15 10. Verfahren nach einem oder mehreren der Ansprüche 1 bis 8, **dadurch gekennzeichnet, dass** eine abschließende Phasenumwandlung, gegebenenfalls unter Berücksichtigung einer nachfolgenden Rückumwandlung, nach Durcherstarrung des Stranges in einer eine verstärkte Kühlung bewirkenden Kühlzone eingestellt wird.

## Claims

- 20 1. Method for the continuous casting of a metal strip, in particular of a steel strip (1), wherein a strip (1) is extracted from a cooled open-ended mould (3), is supported in a strip-supporting means (7, 11) arranged downstream of the open-ended mould (3) and is cooled with a coolant as well as optionally reduced in thickness and in which method values of a simulation model are permanently included in the calculation and, subsequently, cooling is adjusted on-line, **characterized in that**, to form a desired texture within the cast strip, continuous casting is carried out by an on-line calculation based upon an arithmetic model describing the formation of the desired texture of the metal, wherein variables of the continuous casting method affecting the formation of the texture, such as, e.g., the specific amount of coolant provided for cooling the strip, are adjusted in an on-line dynamic fashion, i.e. while casting takes place; **in that** thermodynamic changes of state of the entire strip such as changes in surface temperature, central temperature, shell thickness are permanently included in the calculation of the arithmetic model by solving the heat conduction equation and solving an equation describing the phase transition kinetics and the cooling of the strip is adjusted as a function of the calculated value of at least one of the thermodynamic state quantities, wherein, for simulation, the strip thickness and the chemical analysis of the metal as well as the continuously measured casting rate are taken into account; **in that** a continuous phase transition model of the metal is integrated in the arithmetic model, in particular in accordance with Avrami; and **in that** a current temperature  $T_A$ , calculated by the thermal arithmetic model, is fed online to the metallurgical arithmetic model and the latter continuously calculates the desired setpoint temperature  $T_S$ , on the basis of which the thermal arithmetic model calculates and automatically sets the setpoint amount of water  $Q_S$  for the individual strip cooling sections.
- 25 2. Method according to Claim 1, **characterized in that** thermal changes of state of the entire strip such as changes in surface temperature, central temperature, shell thickness are permanently included in the calculation of the arithmetic model by solving the heat conduction equation and solving an equation describing the precipitation kinetics, in particular of nonmetallic and intermetallic precipitations, and the cooling of the strip is adjusted as a function of the calculated value of at least one of the thermodynamic state quantities, wherein, for simulation, the strip thickness and the chemical analysis of the metal as well as the continuously measured casting rate are taken into account.
- 30 3. Method according to Claim 2, **characterized in that** the precipitation kinetics due to free phase energy and nucleus formation and the use of thermodynamic primary quantities, in particular Gibbs' energy, and the nucleus growth according to Zener are integrated in the arithmetic model.
- 35 4. Method according to one or several of Claims 1 to 3, **characterized in that** quantitative relations of texture in conditions of equilibrium according to diagrams of multicomponent systems, in particular according to the Fe-C diagram, are also integrated in the arithmetic model.
- 40 5. Method according to one or several of Claims 1 to 4, **characterized in that** grain growth characteristics, especially in consideration of the recrystallization of the metal, are integrated in the arithmetic model.
- 45 6. Method according to one or several of Claims 1 to 5, **characterized in that**, as a variable of continuous casting affecting the formation of the texture, a reduction in thickness occurring during the discharge of the strip is adjusted on-line prior to and/or after complete solidification of the strip in addition to the specific amount of coolant supplied to the strip.
- 50 55

7. Method according to one or several of Claims 1 to 6, **characterized in that** the mechanical state such as the deformation behaviour is also permanently included in the calculation of the arithmetic model by solving further model equations, in particular by solving the heat conduction equation.
- 5 8. Method according to one or several of Claims 1 to 7, **characterized in that** quantitatively defined phase portions are adjusted prior to and/or after complete solidification of the strip by applying specific amounts of strip coolant, which have been calculated on-line.
- 10 9. Method according to one or several of Claims 1 to 8, **characterized in that** a defined texture is adjusted prior to and/or after complete solidification of the strip by applying a strip deformation, which has been calculated on-line and causes recrystallization of the texture.
- 15 10. Method according to one or several of Claims 1 to 8, **characterized in that** a final phase transition, optionally in consideration of a subsequent retransition, is adjusted after complete solidification of the strip in a cooling zone causing enhanced cooling.

### Revendications

- 20 1. Procédé pour la coulée continue d'une barre de métal, en particulier d'une barre d'acier (1), une barre (1) étant extraite d'un moule continu refroidi (3), maintenue dans un dispositif de support de barre (7, 11) consécutif au moule continu (3), refroidie par un réfrigérant et réduite en épaisseur le cas échéant, les valeurs d'un modèle de simulation étant constamment calculées conjointement pour ledit procédé, et le refroidissement réglé sans interruption en ligne, **caractérisé en ce que**, pour la formation d'une structure souhaitée dans la barre coulée, la coulée continue est exécutée par calcul en ligne sur la base d'un modèle de calcul décrivant la formation de la structure de métal  
25 souhaitée, des variables du procédé de coulée continue influençant la formation de structure, telles que le débit spécifique de réfrigérant prévu pour le refroidissement de la barre, étant réglées dynamiquement en ligne, autrement dit pendant la coulée en cours; **en ce qu'**avec le modèle de calcul, des variations thermodynamiques d'état de la barre dans son ensemble, telles que variations de température de surface, de température centrale, d'épaisseur de croûte, sont constamment calculées conjointement par résolution de l'équation de conduction thermique et résolution d'une équation décrivant la cinétique de conversion de phase, et **en ce que** le refroidissement de la barre est réglé en fonction de la valeur calculée d'au moins une des grandeurs thermodynamiques d'état, l'épaisseur de barre et l'analyse chimique du métal ainsi que la vitesse de coulée constamment mesurée étant prises en compte pour la simulation; **en ce qu'**un modèle continu de conversion de phase du métal, notamment suivant Avrami, est  
30 intégré au modèle de calcul; et **en ce qu'**une température instantanée  $T_A$  calculée au moyen du modèle de calcul thermique est introduite en ligne dans le modèle de calcul métallurgique, et ce dernier calcule en continu la température de consigne  $T_S$  souhaitée, sur la base de laquelle le modèle de calcul thermique calcule et règle automatiquement la quantité d'eau de consigne  $Q_S$  pour les sections de refroidissement de barre individuelles.
- 40 2. Procédé selon la revendication 1, **caractérisé en ce qu'**avec le modèle de calcul, les variations thermiques d'état de la barre dans son ensemble, telles que variations de température de surface, de température centrale, d'épaisseur de croûte, sont constamment calculées conjointement par résolution de l'équation de conduction thermique et résolution d'une équation décrivant la cinétique de précipitation, en particulier de précipitations non-métalliques et inter-métalliques, et **en ce que** le refroidissement de la barre est réglé en fonction de la valeur calculée d'au moins  
45 une des grandeurs thermodynamiques d'état, l'épaisseur de barre et l'analyse chimique du métal ainsi que la vitesse de coulée constamment mesurée étant prises en compte pour la simulation.
3. Procédé selon la revendication 2, **caractérisé en ce que** la cinétique de précipitation sur la base d'énergie de phase libre, de germination et d'application de grandeurs thermodynamiques fondamentales, notamment de l'énergie de Gibbs, et la croissance des germes suivant Zener sont intégrées au modèle de calcul.
- 50 4. Procédé selon l'une ou plusieurs des revendications 1 à 3, **caractérisé en ce que** des relations de teneurs structurales dans les états d'équilibre suivant des diagrammes de système à plusieurs constituants, notamment suivant le diagramme Fe-C, sont également intégrées au modèle de calcul.
- 55 5. Procédé selon l'une ou plusieurs des revendications 1 à 4, **caractérisé en ce que** des propriétés de croissance des grains, tenant notamment compte de la recristallisation du métal, sont intégrées au modèle de calcul.

## EP 1 289 691 B2

- 5
6. Procédé selon l'une ou plusieurs des revendications 1 à 5, **caractérisé en ce qu'**une réduction d'épaisseur effectuée pendant le démoulage de la barre est réglée en ligne comme variable du procédé de coulée continue influençant la formation de structure, avant et/ou après solidification complète de la barre en plus du débit spécifique de réfrigérant appliqué sur la barre.
- 10
7. Procédé selon l'une ou plusieurs des revendications 1 à 6, **caractérisé en ce qu'**une avec le modèle de calcul, l'état mécanique, tel que le comportement de déformation, est aussi constamment calculé conjointement par résolution d'autres équations modèles, en particulier par résolution de l'équation de conduction thermique.
- 15
8. Procédé selon l'une ou plusieurs des revendications 1 à 7, **caractérisé en ce que** des teneurs de phase définies par quantités sont réglées par application de débits spécifiques calculés en ligne pour le réfrigérant de barre, avant et/ou après solidification complète de la barre.
- 20
9. Procédé selon l'une ou plusieurs des revendications 1 à 8, **caractérisé en ce qu'**une structure définie est réglée par application d'une déformation de barre calculée en ligne avant et/ou après solidification complète de la barre, laquelle provoque une recristallisation de la structure.
- 25
- 30
- 35
- 40
- 45
- 50
- 55
10. Procédé selon l'une ou plusieurs des revendications 1 à 8, **caractérisé en ce qu'**une conversion de phase finale tenant éventuellement compte d'une rétro-conversion consécutive, est réglée après solidification complète de la barre dans une zone de refroidissement opérant un refroidissement intensif.

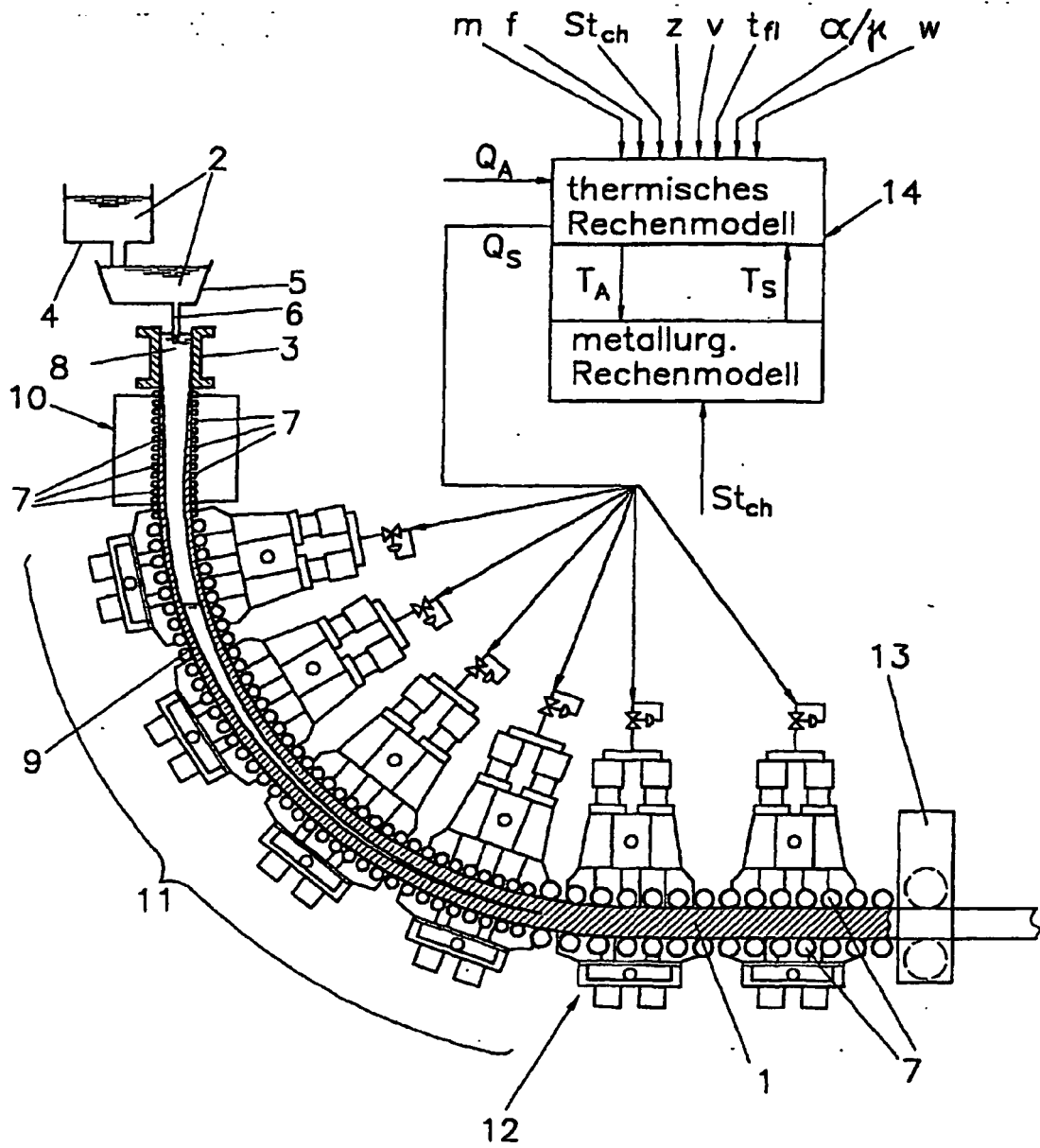


FIG. 1

**IN DER BESCHREIBUNG AUFGEFÜHRTE DOKUMENTE**

*Diese Liste der vom Anmelder aufgeführten Dokumente wurde ausschließlich zur Information des Lesers aufgenommen und ist nicht Bestandteil des europäischen Patentdokumentes. Sie wurde mit größter Sorgfalt zusammengestellt; das EPA übernimmt jedoch keinerlei Haftung für etwaige Fehler oder Auslassungen.*

**In der Beschreibung aufgeführte Patentdokumente**

- DE 2542290 C [0004]
- DE 2344438 A [0005]
- DE 4417808 A [0007]
- EP 0650790 A [0010]
- DE 19612420 A1 [0018]
- DE 19717615 A1 [0019]
- DE 19508476 A1 [0020]
- DE 4417808 A1 [0022]
- DE 4417808 C2 [0049]