



Republik
Österreich
Patentamt

(11) Nummer: **AT 394 056 B**

(12)

PATENTSCHRIFT

(21) Anmeldenummer: 2292/86

(51) Int.Cl.⁵ : **C21D 8/02**

(22) Anmeldetag: 25. 8.1986

(42) Beginn der Patentdauer: 15. 7.1991

(45) Ausgabetag: 27. 1.1992

(30) Priorität:

27. 8.1985 JP 186605/85 beansprucht.

(56) Entgegenhaltungen:

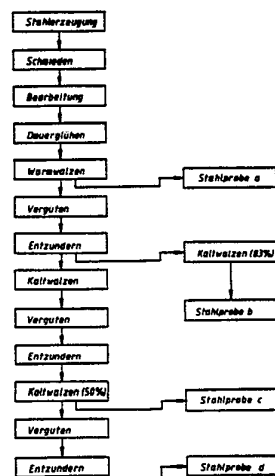
US-A 3385740 US-A 4544420

(73) Patentinhaber:

NISSHIN STEEL COMPANY, LTD.
TOKIO (JP).

(54) VERFAHREN ZUR HERSTELLUNG VON STAHL

(57) Rostfreier Stahl mit im wesentlichen martensitischem Gefüge bei Raumtemperatur wird 1 h bis 30 h lang auf eine Temperatur zwischen 550 °C und 675 °C erwärmt, was zu einer rückumgewandelten Austenitphase führt und einen rostfreien Stahl hoher Festigkeit und hoher Dehnung ergibt, welcher beim Schweißen nicht erweicht.



AT 394 056 B

Die Erfindung bezieht sich auf ein Verfahren zur Herstellung von hochfestem rostfreiem Stahl ausgezeichneter Formbarkeit, welcher beim Schweißen nicht erweicht und ausschließlich aus Martensit oder aus Martensit und wenig Austenit besteht.

Konventionelle rostfreie Stähle hoher Festigkeit kann man in martensitische, verformungshärtbare austenitische und ausscheidungshärtbare Stähle einteilen.

Die wesentlichen Komponenten martensitischer rostfreier Stähle sind Eisen, Chrom und Kohlenstoff. Das Gefüge ist bei der Abschrecktemperatur, welche zwischen 900 °C und 1100 °C liegt und vom Cr- sowie C-Gehalt abhängt, im wesentlichen ausschließlich austenitisch. Der Ms-Punkt liegt über Raumtemperatur. Es handelt sich um sogenannte abschreckungshärtbare Stähle.

Im abgeschreckten Zustand sind diese Stähle hart und ist ihre Formbarkeit schlecht, ebenso wie im abgeschreckten und getemperten Zustand. Daher erfolgt die Formgebung, wie Biegen, spanabhebendes Bearbeiten und Schneiden, bei diesen Stählen in vergütetem Zustand und werden sie erst dann einer Wärmebehandlung zur Erzielung hoher Festigkeit, wie beispielsweise einem Abschrecken und Tempern, unterworfen, wenn sie die gewünschte Gestalt erhalten haben. Allerdings ist die Wärmebehandlung großer Objekte schwierig und ferner zu berücksichtigen, daß diese Stähle zur Rißbildung beim Schweißen neigen, so daß nach dem Schweißen getempert werden muß.

Die geschilderten Nachteile müssen vermieden werden, wenn man martensitische rostfreie Stähle zur Herstellung irgendwelcher Bauteile verwenden will. Zu diesem Zweck ist es bekannt, den C-Gehalt abzusenken, so daß eine massive martensitische Phase im abgeschreckten Zustand vorliegt (JP-PS 51-35447 aus dem Jahre 1976). Beispielsweise kann ein solcher Stahl 0,032 % Kohlenstoff, 0,75 % Silicium, 0,14 % Mangan, 4,01 % Nickel, 12,4 % Chrom und 0,31 % Titan enthalten, wobei die Zugfestigkeit bei etwa 1080 N/mm² und die Dehnung bei etwa 6 % liegen und die Erweichung beim Schweißen sehr gering ist. Wenn auch die hohe Zugfestigkeit und das geringe Erweichen beim Schweißen für Schweißteile vorteilhaft sind, ist dieser Stahl dennoch bezüglich der Formbarkeit mangelhaft, weil die Dehnung gering ist und selbst bei nur leichter Verformung schnell Risse entstehen ("Nisshin Seiko Giho (Technische Berichte der Nisshin Steel Company)", Nr. 33 vom Dezember 1975).

Verformungshärtbare austenitische rostfreie Stähle weisen die metastabile austenitische Phase gemäß AISI 301, 201, 304, 202 usw. auf und werden durch Kaltverformung gehärtet, um die mechanischen Eigenschaften gemäß JIS G 4307 zu erzielen. Beispielsweise ist in AISI 301, Teil 1/2H, angegeben, daß die Streckgrenze bei mindestens 770 N/mm², die Zugfestigkeit bei mindestens 1050 N/mm² und die Dehnung bei mindestens 10 % liegt, also sowohl die Zugfestigkeit als auch die Dehnung beträchtlich ist. Jedoch sind diese Stähle mit dem Nachteil behaftet, daß sie bei Erwärmung, wie beispielsweise beim Schweißen der Fall, weich werden. In manchen Fällen findet in dem beim Schweißen erwärmten Bereich auch eine Chromkarbidablagerung statt und bilden sich chromarme Schichten, was zu Zwischenkornspannungskorrosionsrissen führt.

Ausscheidungshärtbare rostfreie Stähle werden entsprechend der Matrixstruktur in solche vom Martensittyp, Ferrittyp und Austenittyp eingeteilt, welche allerdings allesamt mindestens ein Metall aus der Gruppe bestehend aus Al, Ti, Nb, Cu, Mo, V usw. enthalten, welche Metalle zur Alterungshärtung beitragen. Diese Stähle werden durch Ausscheiden intermetallischer Verbindungen gehärtet, was durch Alterung aus dem Zustand einer übersättigten festen Lösung bewirkt wird. Je nach dem Matrixzustand, dem Gehalt an den erwähnten Metallen usw. liegt die Zugfestigkeit dieser Stähle zwischen 1400 und 1900 N/mm² und ihre Dehnung zwischen 2 % und 5 %.

Wenn aus diesen Stählen irgendwelche Bauteile hergestellt werden, dann erfolgen die Formgebung und das Schweißen vor dem Alterungshärten. Letzteres ist bei größeren Objekten schwierig.

Die bekannten Stähle, welche üblicherweise als rostfrei und hochfest bezeichnet werden, weisen also nicht zugleich hohe Festigkeit, ausreichende Formbarkeit und genügende Stabilität gegen Erweichen beim Schweißen auf.

Der Erfindung liegt daher die Aufgabe zugrunde, ein Verfahren zur Herstellung von Stahl zu schaffen, welcher nicht mit den geschilderten Nachteilen behaftet ist.

Diese Aufgabe wird erfindungsgemäß dadurch gelöst, daß ein warm- oder kaltgewalzter oder vergüteter Stahl der folgenden Zusammensetzung in Gewichtsprozent 1 h bis 30 h lang bei einer Temperatur zwischen 550 °C und 675 °C wärmebehandelt wird: C höchstens 0,10 Gew.-% (0,001 Gew.-% bis 0,10 Gew.-%); Si 0,20 Gew.-% bis 4,5 Gew.-%; Mn 0,2 Gew.-% bis 5,0 Gew.-%; P höchstens 0,060 Gew.-% (0,01 Gew.-% bis 0,060 Gew.-%); S höchstens 0,030 Gew.-% (0,01 Gew.-% bis 0,030 Gew.-%); Cr 10,0 Gew.-% bis 17,0 Gew.-%; Ni 3,0 Gew.-% bis 8,0 Gew.-%; N höchstens 0,10 Gew.-% (0,005 Gew.-% bis 0,10 Gew.-%); Rest Fe und unvermeidbare Verunreinigungen, wobei das Nickeläquivalent $Ni_{aq} = Ni + Mn + 0,5 Cr + 0,3 Si + 20 (C + N)$ im Bereich von 13,0 bis 17,5 liegt.

Eine bevorzugte Zusammensetzung in Gewichtsprozent des wärmezubehandelnden Stahls ist C 0,005 Gew.-% bis 0,08 Gew.-%; Si 0,25 Gew.-% bis 4,0 Gew.-%; Mn 0,3 Gew.-% bis 4,5 Gew.-%; P höchstens 0,040 Gew.-% (0,01 Gew.-% bis 0,040 Gew.-%); S höchstens 0,020 Gew.-% (0,001 Gew.-% bis 0,020 Gew.-%); Cr 11,0 Gew.-% bis 16,0 Gew.-%; Ni 3,5 Gew.-% bis 7,5 Gew.-%; N 0,005 Gew.-% bis 0,07 Gew.-%; Rest Fe und unvermeidbare Verunreinigungen.

Besonders vorteilhaft ist folgende Zusammensetzung in Gewichtsprozent des wärmezubehandelnden Stahls: C 0,007 Gew.-% bis 0,06 Gew.-%; Si 0,040 Gew.-% bis 4,0 Gew.-%; Mn 0,4 Gew.-% bis 4,0 Gew.-%; P höchstens 0,035 Gew.-% (0,01 Gew.-% bis 0,035 Gew.-%); S höchstens 0,015 Gew.-% (0,001 Gew.-% bis 0,015 Gew.-%); Cr 12,0 Gew.-% bis 15,0 Gew.-%; Ni 4,0 Gew.-% bis 7,5 Gew.-%; N 0,005 Gew.-% bis 0,05 Gew.-%; Rest Fe und unvermeidbare Verunreinigungen.

Der wärmezubehandelnde Stahl kann ferner einen Gehalt von höchstens 4,0 Gew.-% (0,1 Gew.-% bis 4,0 Gew.-%), vorteilhaft von 0,5 Gew.-% bis 3,5 Gew.-%, und bevorzugt von 1,0 Gew.-% bis 3,0 Gew.-% an mindestens einem Metall aus der Gruppe bestehend aus Cu, Mo, W und Co aufweisen, wobei das Nickeläquivalent $Ni_{\text{äq}} = Ni + Mn + 0,5 Cr + 0,3 Si + 20 (C + N) + Cu + Mo + W + 0,2 Co$ im Bereich von 13,0 bis 17,5 liegt.

Der wärmezubehandelnde Stahl kann ferner einen Gehalt von höchstens 1,0 Gew.-% (0,05 Gew.-% bis 1,0 Gew.-%), vorteilhaft von 0,10 Gew.-% bis 0,8 Gew.-%, und bevorzugt von 0,15 Gew.-% bis 0,8 Gew.-% an mindestens einem Element aus der Gruppe bestehend aus Ti, Nb, V, Zr, Al und B aufweisen, wobei das Nickeläquivalent $Ni_{\text{äq}} = Ni + Mn + 0,5 Cr + 0,3 Si$ bzw. $Ni + Mn + 0,5 Cr + 0,3 Si + Cu + Mo + W + 0,2 Co$ im Bereich von 13,0 bis 17,5 liegt.

Erfindungsgemäß wird ein Stahl bestimmter Zusammensetzung mit martensitischem Gefüge erwärmt, um eine Rückumwandlung in Austenit zu bewirken und letzteren zu stabilisieren. Die grundsätzliche Zusammensetzung des Ausgangsstahls ist im Patentanspruch 1 angegeben, ebenso wie die Definition seines Nickeläquivalents $Ni_{\text{äq}}$, welches im Bereich von 13,0 bis 17,5 liegen soll. Zusätzlich zu den im Patentanspruch 1 angegebenen Komponenten kann er noch mindestens ein Metall aus der Gruppe bestehend aus Kupfer, Molybdän, Wolfram und Kobalt und/oder mindestens ein Element aus der Gruppe bestehend aus Titan, Niob, Vanadium, Zirkon, Aluminium und Bor enthalten, wobei der Gesamtgehalt an Cu und/oder Mo und/oder W und/oder Co nicht mehr als 4,0 Gew.-% und der Gesamtgehalt an Ti und/oder Nb und/oder V und/oder Zr und/oder Al und/oder B nicht mehr als 1,0 Gew.-% ausmachen soll und das Nickeläquivalent $Ni_{\text{äq}}$ durch die Gleichung:

$$a) Ni_{\text{äq}} = Ni + Mn + 0,5 Cr + 0,3 Si + 20 (C + N) + Cu + Mo + W + 0,2 Co \text{ bzw.}$$

$$b) Ni_{\text{äq}} = Ni + Mn + 0,5 Cr + 0,3 Si \text{ bzw.}$$

$$c) Ni_{\text{äq}} = Ni + Mn + 0,5 Cr + 0,3 Si + Cu + Mo + W + 0,2 Co$$

(a): mindestens ein Metall aus der Gruppe Cu, Mo, W, Co vorhanden.

b): mindestens ein Element aus der Gruppe Ti, Nb, V, Zr, Al, B vorhanden.

c): sowohl mindestens ein Metall aus der Gruppe Cu, Mo, W, Co als auch mindestens ein Element aus der Gruppe Ti, Nb, V, Zr, Al, B vorhanden.)

definiert wird, wie in den Patentansprüchen 4 und 7 angegeben. Der Ausgangsstahl des erfindungsgemäßen Verfahrens besteht aufgrund der Wahl seiner Zusammensetzung derart, daß sein Nickeläquivalent $Ni_{\text{äq}}$ definiert durch die Gleichung $Ni_{\text{äq}} = Ni + Mn + 0,5 Cr + 0,3 Si + 20 (C + N)$ bzw. durch die Gleichung a bzw. b bzw. c, im Bereich von 13,0 bis 17,5 liegt, sowohl im warmgewalzten Zustand als auch im kaltgewalzten Zustand im wesentlichen aus Martensit, ebenso wie im vergüteten Zustand.

Die Erfindung beruht auf der Erkenntnis, daß bei einem Stahl der beanspruchten Zusammensetzung und mit dem beanspruchten Nickeläquivalent $Ni_{\text{äq}}$ nach dem Warmwalzen bzw. Kaltwalzen bzw. Kaltwalzen und Vergüten eine Rückumwandlung in Austenit und eine Stabilisierung des letzteren erfolgen, wenn der Stahl auf eine Temperatur zwischen 550 °C und 675 °C erwärmt und während einer Zeitspanne von 1 h bis 30 h auf dieser Temperatur gehalten wird. Wenn auch die Gründe dafür und der Umwandlungsmechanismus im einzelnen noch nicht völlig geklärt sind, so konnte doch festgestellt werden, daß die Umwandlung reproduzierbar ist und bei jeder solchen Wärmebehandlung erfolgt. Es ergibt sich ein Stahl, welcher eine Festigkeit von etwa 1000 N/mm² und eine Dehnung von etwa 20 % aufweist sowie beim Schweißen nicht erweicht. Es ist bisher noch nie versucht worden, die Eigenschaften von rostfreiem Stahl mit martensitischem Gefüge durch eine derartige Wärmebehandlung zu verändern.

Die beim erfindungsgemäßen Verfahren wesentliche Stahlszusammensetzung läßt sich folgendermaßen begründen.

Kohlenstoff ist ein Austenitbildner und bewirkt das Entstehen einer austenitischen Phase bei hohen Temperaturen, ebenso wie er nach der Wärmebehandlung die rückumgewandelte austenitische Phase und die martensitische Phase stabilisiert bzw. verfestigt. Da jedoch ein höherer C-Gehalt die Dehnung beeinträchtigt und für den Korrosionswiderstand nach dem Schweißen schädlich ist, wird der C-Gehalt auf 0,10 % begrenzt.

Auch Stickstoff ist ein Austenitbildner und bewirkt bei hohen Temperaturen das Entstehen einer austenitischen Phase, ebenso wie er gleichfalls die rückumgewandelte austenitische Phase härtet und somit zur Erhöhung der Stahlfestigkeit beiträgt. Da jedoch ein höherer N-Gehalt gleichfalls für die Dehnung schädlich ist, wird der N-Gehalt ebenfalls auf 0,10 % begrenzt.

Auch Silicium stabilisiert bzw. verfestigt nach der Wärmebehandlung den rückumgewandelten Austenit, wobei es zusätzlich den bei der Wärmebehandlung einzuhaltenden Temperaturbereich erweitert, wenn der Si-Gehalt bei mindestens 0,20 % liegt. Da jedoch ein höherer Si-Gehalt das Entstehen von Rissen bei der

- 5 Auch Mangan ist ein Austenitbildner, ferner zur Einstellung des Ms-Punktes erforderlich, wozu der Mn-Gehalt bei mindestens 0,2 % liegen muß. Da jedoch ein höherer Mn-Gehalt zu Schwierigkeiten bei der Stahlherstellung führt, wird der Mn-Gehalt auf 5,0 % begrenzt.

- 10 Chrom ist für den Korrosionswiderstand des Stahls wesentlich, wozu allerdings ein Cr-Gehalt von mindestens 10,0 % erforderlich ist. Da jedoch ein Cr-Gehalt höher als 17,0 % einen höheren Gesamtgehalt an Austenitbildnern erfordert, damit bei hohen Temperaturen eine einzige austenitische Phase entsteht, wird der Cr-Gehalt auf 17,0 % begrenzt, so daß sich das gewünschte Gefüge ergibt, wenn der Stahl auf Raumtemperatur abgekühlt wird.

- 15 Auch Nickel ist ein Austenitbildner und erforderlich, um eine einzige Austenitphase bei hohen Temperaturen zu erhalten und den Ms-Punkt einzustellen. Der Ni-Gehalt hängt von den Gehalten insbesondere an anderen Austenitbildnern ab und muß bei mindestens 3,0 % liegen, um eine einzige austenitische Phase bei hohen Temperaturen zu erhalten und den Ms-Punkt einzustellen. Da jedoch ein Ni-Gehalt höher als 8,0 % selbst dann nicht zum gewünschten Gefüge führt, wenn die Gehalte insbesondere an anderen Austenitbildnern reduziert werden, wird der Ni-Gehalt auf 8,0 % begrenzt.

- 20 Phosphor stellt eine unvermeidliche zufällige Verunreinigung der wesentlichen Rohmaterialien und der Hilfsrohmaterialien bei der Stahlherstellung dar und führt zur Stahlversprödung. Daher wird der P-Gehalt auf 0,060 % begrenzt.

- Auch Schwefel stellt eine unvermeidliche zufällige Verunreinigung der wesentlichen Rohmaterialien und der Hilfsrohmaterialien bei der Stahlherstellung dar und führt zur Stahlversprödung. Daher wird der S-Gehalt auf 0,030 % begrenzt.

- 25 Kupfer verbessert grundsätzlich den Korrosionswiderstand und dient beim erfindungsgemäßen Verfahren ferner zur Absenkung des Ms-Punktes. Da jedoch ein Cu-Gehalt höher als 4,0 % die Stahlformbarkeit bei hohen Temperaturen beeinträchtigt, wird der Cu-Gehalt auf 4,0 % begrenzt.

- Auch Molybdän verbessert den Korrosionswiderstand und führt zu einer Erniedrigung des Ms-Punktes, wobei es ferner den rückumgewandelten Austenit stabilisiert bzw. verfestigt. Da jedoch Molybdän teuer ist, wird der Mo-Gehalt aus Kostengründen auf 4,0 % begrenzt.

- Auch Wolfram verbessert den Korrosionswiderstand und führt zu einer Erniedrigung des Ms-Punktes, wobei es ferner die Stahlfestigkeit erhöht. Da jedoch Wolfram gleichfalls teuer ist, wird der W-Gehalt ebenfalls aus Kostengründen auf 4,0 % begrenzt.

- 35 Kobalt ist ein starker Austenitbildner bei hohen Temperaturen und erniedrigt den Ms-Punkt, allerdings nicht übermäßig. Außerdem ist Kobalt für die Einstellung der Zusammensetzung bei Stählen mit hohem Cr-Gehalt außerordentlich wirkungsvoll. Da jedoch Kobalt ebenfalls teuer ist, wird der Co-Gehalt gleichfalls aus Kostengründen auf 4,0 % begrenzt.

- 40 Titan ist ein Karbidbildner und verhindert das Entstehen von chromarmen Schichten durch Chromkarbidablagerung beim Schweißen. Außerdem inhibiert Titan das Kornwachstum bei der rückumgewandelten austenitischen Phase. Da jedoch ein höherer Ti-Gehalt Oberflächenfehler bewirken und beim Schweißen zu größeren Schlackenmengen führen kann, wird der Ti-Gehalt auf 1,0 % begrenzt.

- 45 Niob verhindert ebenfalls das Entstehen chromarmer Schichten infolge von Chromkarbidausscheidung beim Schweißen, ebenso wie es das Kornwachstum bei der rückumgewandelten austenitischen Phase inhibiert. Da jedoch ein höherer Nb-Gehalt das Entstehen von Erstarrungs- bzw. Verfestigungsrissen beim Gießen und Schweißen begünstigt und die Duktilität des Stahls beeinträchtigt, wird der Nb-Gehalt auf 1,0 % begrenzt.

Auch Vanadium verhindert das Entstehen von chromarmen Schichten und inhibiert das Kornwachstum des rückumgewandelten Austenits. Da jedoch ein höherer V-Gehalt die Stahlformbarkeit beeinträchtigt, wird der V-Gehalt auf 1,0 % begrenzt.

- 50 Auch Zirkon verhindert das Entstehen von chromarmen Schichten durch Chromkarbidablagerung beim Schweißen und inhibiert das Kornwachstum des rückumgewandelten Austenits. Da jedoch ein höherer Zr-Gehalt zu nichtmetallischen, oxydischen Einschlüssen beim Gießen und Schweißen führt und die Oberflächeneigenschaften sowie die Formbarkeit des Stahls beeinträchtigt, wird der Zr-Gehalt auf 1,0 % begrenzt.

- 55 Aluminium ist sehr wirkungsvoll, um Stickstoff im geschmolzenen Stahl zu binden und das Kornwachstum beim rückumgewandelten Austenit zu inhibieren. Da jedoch ein höherer Al-Gehalt das Fließen der Schmelze beim Schweißen beeinträchtigt und somit das Schweißen erschwert, wird der Al-Gehalt auf 1,0 % begrenzt.

Bor inhibiert gleichfalls das Kornwachstum des rückumgewandelten Austenits und verbessert außerdem die Warmformbarkeit des Stahls. Da jedoch ein höherer B-Gehalt die Stahlduktilität beeinträchtigt, wird der B-Gehalt auf 1,0 % begrenzt.

- 60 Kupfer, Molybdän, Wolfram und Kobalt verbessern den Korrosionswiderstand des Stahls und erlauben es, sein Martensitbildungsvermögen unter Berücksichtigung seiner jeweiligen anderen Komponenten einzustellen. Die vier Metalle wirken in diesem Sinne gleich.

Titan, Niob, Vanadium, Zirkon, Aluminium und Bor sind Karbidbildner und außerordentlich wirkungsvoll im

Hinblick auf die Inhibierung des Kornwachstums beim rückumgewandelten Austenit. Auch diese sechs Elemente sind in diesem Sinne gleichwirkend.

Das beim erfindungsgemäßen Verfahren wesentliche Nickeläquivalent Ni_{aq} des Stahls und der Bereich, in welchem es liegen soll, lassen sich folgendermaßen begründen.

5 Es muß ein Stahl als Ausgangsmaterial verwendet werden, bei welchem die Martensitumwandlung im Raumtemperaturbereich (150 °C bis -10 °C) abgeschlossen ist. Wenn auch das Gefüge bei denjenigen Temperaturen ausschließlich austenitisch ist, die beim Warmwalzen, Vergüten oder Schweißen des Stahls vorliegen, so muß es doch eine wesentliche Umwandlung in Martensit erfahren, wenn der Stahl auf
10 Raumtemperatur abgekühlt wird, nämlich bis auf einen verbleibenden Austenitrest von allenfalls etwa 25 %. Es wurde herausgefunden, daß ein Stahl, welcher die geschilderten Gehalte an den erwähnten Legierungs-
komponenten aufweist und dessen in der erläuterten Weise definiertes Nickeläquivalent Ni_{aq} im hervorgehobenen Bereich liegt, bei Raumtemperatur ein im wesentlichen martensitisches Gefüge aufweist und zur Lösung der
erwähntermaßen der Erfindung zugrunde liegenden Aufgabe geeignet ist.

Selbst bei einem Stahl der angegebenen Zusammensetzung, also mit den erwähnten Gehalten an den ebenfalls
15 erwähnten Legierungskomponenten, liegt der Ms-Punkt zu hoch und läßt sich die gewünschte hohe Dehnung auch mit der angegebenen Wärmebehandlung nicht erzielen, wenn das Nickeläquivalent Ni_{aq} kleiner als 13,0 ist. Ist es dagegen größer als 17,5, dann erweicht der Stahl beim Schweißen im Schweißbereich, so daß sich die
gewünschte hohe Festigkeit bei den daraus hergestellten Bauteilen nicht ergibt. In den angegebenen Definitionsgleichungen für das Nickeläquivalent Ni_{aq} ist der Beitrag jedes betreffenden Elementes zur Austenit/Martensit-
20 Umwandlung berücksichtigt, wobei der zugehörige Koeffizient den jeweiligen Beitrag im Verhältnis zu demjenigen von Nickel widerspiegelt. Da Titan, Niob, Vanadium, Zirkon, Aluminium und Bor sich bezüglich der besagten Umwandlung neutral verhalten und außerdem das Austenitbildungsvermögen von Kohlenstoff und
Stickstoff eliminieren, sind diese acht Elemente in den obigen Gleichungen b und c nicht enthalten.

Die beim erfindungsgemäßen Verfahren wesentliche Wärmebehandlung und die dabei einzuhaltenden
25 Bedingungen lassen sich folgendermaßen begründen.

Die im vergüteten Zustand massiv martensitischen Stähle weisen eine Zugfestigkeit von etwa 1000 N/mm²
auf, können jedoch nicht als ausreichend formbar bezeichnet werden, weil die Dehnung bei höchstens etwa 6 %
liegt. Wenn diese Stähle 1 h bis 30 h lang auf einer Temperatur im Bereich von 550 °C bis 675 °C gehalten
werden, dann wird der Martensit teilweise in Austenit rückumgewandelt, wobei das austenitische Gefüge mehr
30 oder weniger stabil ist und beim anschließenden Abkühlen möglicherweise nicht vollständig wieder zu Martensit
wird, so daß ein Rest an Austenit bestehen bleibt. Jedenfalls führt diese Wärmebehandlung zu einer hohen
Stahlduktilität ohne die Stahlfestigkeit bzw. -streckgrenze merklich zu vermindern. Bei Temperaturen unterhalb
von 550 °C bewirkt die Wärmebehandlung keine hohe Formbarkeit, während dann, wenn sie bei Temperaturen
höher als 675 °C durchgeführt wird, sowohl die Streckgrenze als auch die Duktilität sich verschlechtern. Die
35 Dauer der Wärmebehandlung richtet sich nach der Größe der jeweils zu behandelnden Objekte. Eine
Wärmebehandlung über eine Zeitspanne länger als 30 h ist aus Kostengründen wenig vorteilhaft.

Der erfindungsgemäß erzeugte Stahl ist sowohl für die Herstellung irgendwelcher Bauteile als auch für die
Herstellung von Blechen und Bändern geeignet. Er weist eine hohe Festigkeit und eine hohe Duktilität bzw.
Formbarkeit auf und erweicht beim Schweißen nicht.

40 Nachstehend ist das erfindungsgemäße Verfahren anhand von Zeichnungen beispielsweise beschrieben. Darin
zeigt:

Fig. 1 ein Fließbild zur Veranschaulichung der Herstellung verschiedener Proben unterschiedlicher Stähle; und
Fig. 2 ein Schaubild zur Veranschaulichung der Erweichung unterschiedlicher Stähle beim Schweißen.

Gemäß Fig. 1 werden in einem Hochfrequenzvakuumofen mit einer Kapazität von 30 kg auf übliche Weise
45 verschiedene Stähle erzeugt, welche zu Blöcken mit einer Höhe von 290 mm, einer unteren Stirnfläche von
110 x 110 mm und einer oberen Stirnfläche von 120 x 120 mm vergossen werden, die bei einer Temperatur von
1250 °C zu Platten mit einer Dicke von 35 mm und einer Breite von 155 mm geschmiedet werden. Diese Platten
werden bearbeitet, um die Dicke auf 30 mm und die Breite auf 150 mm zu vermindern, und dann in einem
Tiefen in einer Zeitspanne von 3 h bis auf eine Temperatur von wiederum 1250 °C erwärmt, um danach bei
50 dieser Temperatur unter Reduzierung der Dicke auf 6 mm warmgewalzt zu werden. Einige der so erhaltenen
Platten werden als warmgewalzte Stahlproben a untersucht. Die übrigen Platten werden 10 min lang bei einer
Temperatur von 1030 °C vergütet, dann entzündert und schließlich zu Blechen mit einer Dicke von 1 mm
(Reduktion: 83 %) bzw. 2 mm kaltgewalzt. Die so erhaltenen dünneren Bleche werden als erste kaltgewalzte
Stahlproben b untersucht. Die dickeren Bleche werden nochmals vergütet, entzündert und kaltgewalzt, um die
55 Dicke ebenfalls auf 1 mm zu vermindern (Reduktion: 50 %). Einige der so erhaltenen Bleche werden als zweite
kaltgewalzte Stahlproben c untersucht. Die restlichen Bleche werden 1,5 min lang bei einer Temperatur von
widerum 1030 °C vergütet und dann entzündert. Die so erhaltenen Bleche werden als vergütete Stahlproben d
untersucht.

Die Zusammensetzung und das Nickeläquivalent Ni_{aq} der im Hochfrequenzvakuumofen erzeugten Stähle sind
60 in Tabelle 1 angegeben, wobei es sich bei den Stählen Nr. 1 bis 32 um solche für das erfindungsgemäße

Verfahren und bei den Stählen A bis F um Vergleichsstähle handelt. Alle Stähle weisen die erfindungsgemäße Zusammensetzung auf, jedoch ist das Nickeläquivalent Ni_{eq} der Vergleichsstähle A bis D kleiner als 13 und dasjenige der Vergleichsstähle E sowie F größer als 17,5.

5 Nach einer erfindungsgemäßen Wärmebehandlung bei einer Temperatur von 600 °C während einer Zeitspanne von 10 h werden die mechanischen Eigenschaften aller Proben a bis d der Stähle Nr. 1 bis 32 und der Vergleichsstähle A bis D unter Verwendung von Prüflingen Nr. 5 und 13B gemäß JIS Z 2201 untersucht und der jeweilige Martensitgehalt mittels eines Vibrationsmagnetometers festgestellt, was ferner bei solchen Proben d dieser Stähle geschieht, welche keine erfindungsgemäße Wärmebehandlung erfahren haben, ebenso wie bei nicht erfindungsgemäß wärmebehandelten Proben der Vergleichsstähle E und F, wobei es sich um Bleche handelt, die mit einer Reduktion von 20 % kaltgewalzt worden sind. Die Ergebnisse sind in Tabelle 2 angegeben.

10 Gemäß Tabelle 2 weisen die nicht der erfindungsgemäßen Wärmebehandlung unterzogenen Stähle mit massiv martensitischem Gefüge im vergüteten Zustand zwar eine hohe Festigkeit auf, nämlich Streckgrenzen zwischen 730 und 1260 N/mm² sowie Zugfestigkeiten zwischen 940 und 1350 N/mm² jedoch liegt die Dehnung bei höchstens 7,0 %, was im Vergleich zur Dehnung der Vergleichsstähle E und F nach dem Kaltwalzen mit 20 %iger Reduktion sehr wenig ist. Auch die erfindungsgemäß wärmebehandelten Vergleichsstähle A bis D weisen nur eine geringfügig erhöhte Dehnung von höchstens 8,5 % auf. Dagegen ist die Dehnung der Stähle Nr. 1 bis 32 nach der erfindungsgemäßen Wärmebehandlung beträchtlich erhöht, und zwar bei im wesentlichen unveränderter Streckgrenze, welche nur in einigen Fällen geringfügig abgefallen ist.

15 In Tabelle 3 sind die mechanischen Eigenschaften und der Martensitgehalt der Proben d der Stähle Nr. 3, 4, 6, 9, 12 bis 14, 18, 25, 28, 31 und 32 angegeben, und zwar nach einer erfindungsgemäßen Wärmebehandlung 30 h lang bei einer Temperatur von 550 °C bzw. 5 h lang bei einer Temperatur von 575 °C bzw. 20 h lang bei einer Temperatur von 600 °C bzw. 1 h lang bei einer Temperatur von 625 °C bzw. 1 h lang bei einer Temperatur von 675 °C bzw. nach einer Wärmebehandlung 1 h lang bei einer Temperatur von 710 °C. Gemäß Tabelle 3 ist die obere Grenztemperatur von 675 °C des bei der erfindungsgemäßen Wärmebehandlung einzuhaltenden Temperaturbereichs kritisch.

25 Es werden Schweißversuche durchgeführt, indem Bleche mit einer Dicke von 1 mm mit einer Schweißraupe versehen werden, und zwar mit einer Geschwindigkeit von 400 mm/min mittels TIG-Schweißung mit einer Stromstärke von 50 A, wonach die Härte der Bleche im Bereich der jeweiligen Schweißraupe untersucht wird. Die Ergebnisse sind in Fig. 2 veranschaulicht, welche das Härteverteilungsprofil beiderseits der Schweißraupenmitte bei den Versuchen mit zwei Blechen aus erfindungsgemäßen Stahl nach einer 20 h dauernden Wärmebehandlung bei einer Temperatur von 600 °C (Kurven (19) und (25)) und mit zwei unter Kaltwalzen mit einer Reduktion von 20 % hergestellten Blechen aus Vergleichsstahl (Kurven (E) und (F)) erkennen läßt. Wie die beiden Kurven (19) und (25) zeigen, erweichen die beiden erstgenannten Stähle beim Schweißen nicht.

30 In Tabelle 2 und 3 sind $\sigma_{0,2}$ die Streckgrenze in N/mm², σ_B die Zugfestigkeit beim Bruch in N/mm², δ die Dehnung in %, H_V die Vickershärte in N/mm² und mar. der Martensitstahl in %.

(Es folgen die Tabellen 1, 2 und 3.)

Tabelle 1

Stahl Nr.	Zusammensetzung (Gew.-%)									Ni _{eq}
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	N	Cu, Mo, Co, W	
1	0.060	0.25	1.58	0.027	0.009	12.96	3.52	0.012	Co: 3.01 Cu: 2.12 W: 1.84 Mo: 2.60 Cu: 0.76, W: 1.08 Ti: 0.27 Ti: 0.16 Ti: 0.08 Ti: 0.15 Ti: 0.28 Nb: 0.41 Nb: 0.50 Ti: 0.67 Al: 0.77 B: 0.39 V: 0.47 Zr: 0.59 Ti: 0.50, Nb: 0.42 Ti: 0.32, Al: 0.50	13.1
2	0.010	0.27	1.14	0.031	0.010	13.04	4.00	0.076		13.5
3	0.013	0.22	0.36	0.029	0.007	12.77	7.43	0.019		14.9
4	0.045	2.07	0.37	0.034	0.014	13.03	6.25	0.012		14.9
5	0.021	0.54	0.47	0.021	0.009	16.99	5.01	0.015		15.2
6	0.011	0.24	0.31	0.029	0.012	15.09	6.03	0.010		16.5
7	0.007	0.28	0.27	0.019	0.007	12.91	7.47	0.011		16.5
8	0.006	0.22	0.30	0.024	0.005	12.37	6.69	0.013		16.2
9	0.019	0.41	0.33	0.027	0.004	13.82	7.12	0.014		17.0
10	0.013	0.26	3.80	0.020	0.006	12.87	3.03	0.019		13.3
11	0.014	0.28	4.69	0.035	0.013	12.90	3.02	0.018		14.2
12	0.030	0.25	2.87	0.022	0.009	12.99	4.98	0.015		14.4
13	0.014	0.92	0.38	0.026	0.007	13.04	7.38	0.015		14.6
14	0.011	2.02	0.37	0.030	0.012	13.04	7.31	0.014		14.8
15	0.034	2.15	0.31	0.027	0.008	12.92	6.67	0.020		14.1
16	0.026	0.85	0.30	0.031	0.010	15.62	6.94	0.013		15.3
17	0.014	0.37	0.29	0.036	0.014	14.21	7.02	0.015		14.5
18	0.020	0.54	0.39	0.029	0.006	14.08	6.60	0.027		14.2
19	0.015	0.32	0.46	0.025	0.004	13.87	7.00	0.016		14.5
20	0.010	0.35	0.40	0.037	0.006	13.64	7.03	0.014		14.4
21	0.011	0.30	0.35	0.026	0.011	13.72	6.89	0.010		14.1
22	0.030	0.41	0.40	0.034	0.008	13.61	6.91	0.010		14.2
23	0.028	0.35	0.42	0.028	0.006	13.57	7.04	0.010		14.4

5

10

15

20

25

30

Tabelle 1 (Fortsetzung)

Stahl Nr.	Zusammensetzung (Gew.-%)										Ni _{eq}
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	N	Cu, Mo, Co, W	Ti, Nb, Al, Zr, B, V	
24	0.056	1.90	0.39	0.021	0.005	13.06	6.25	0.013	Cu: 1.01 Cu: 0.68, Mo: 1.02 Mo: 1.17 Cu: 2.03 W: 0.82 Co: 2.31 Cu: 0.91, W: 1.97	Ti: 0.10, V: 0.25 Ti: 0.49 Ti: 0.37 Ti: 0.10, Nb: 0.41 Nb: 0.45 Ti: 0.58 Al: 0.70 Ti: 0.81	13.8
25	0.040	1.44	0.29	0.018	0.006	14.61	7.36	0.010			16.4
26	0.038	1.52	0.21	0.027	0.011	13.87	7.02	0.008			16.3
27	0.007	3.05	0.31	0.024	0.008	13.16	6.33	0.015			15.3
28	0.007	2.04	0.30	0.032	0.012	12.18	5.40	0.011			14.4
29	0.013	0.37	0.26	0.028	0.008	13.09	7.00	0.010			14.7
30	0.010	2.56	0.24	0.028	0.005	14.56	6.37	0.009			15.1
31	0.040	1.39	0.27	0.037	0.009	12.82	6.12	0.014			16.1
32	0.026	4.12	0.30	0.023	0.008	13.12	7.12	0.014			16.0
A	0.035	0.21	0.16	0.021	0.004	11.79	4.42	0.009	Ti: 0.27 Nb: 0.40		10.5
B	0.046	0.31	0.21	0.018	0.006	11.52	5.01	0.013			11.1
C	0.009	0.45	0.40	0.021	0.004	11.72	5.26	0.011			12.1
D	0.014	0.28	1.32	0.019	0.007	10.86	3.97	0.025			11.6
E	0.013	0.57	1.49	0.028	0.007	17.53	7.40	0.094			20.0
F	0.058	0.51	1.14	0.025	0.005	17.44	7.10	0.070			19.7

5

10

Tabelle 2 (Fortsetzung)

	ohne Wärmebehandlung					Mit Wärmebehandlung (600 °C, 10 h)									
Stahl	Probe d					Probe d					Probe a				
Nr.	$\sigma_{0,2}$ (N/mm ²)	σ_B (N/mm ²)	δ (%)	Hv	mar. (%)	$\sigma_{0,2}$ (N/mm ²)	σ_B (N/mm ²)	δ (%)	Hv	mar. (%)	$\sigma_{0,2}$ (N/mm ²)	σ_B (N/mm ²)	δ (%)	Hv	mar. (%)
21	980	1110	4.0	3170	100	850	1090	18.6	3300	94	860	1010	19.2	3260	93
22	790	980	5.6	2990	100	740	890	19.3	2760	96	750	880	19.0	2810	95
23	840	1030	6.1	3090	100	720	910	18.5	2840	95	700	850	18.2	2760	93
24	960	1290	6.2	3360	91	740	930	18.1	3060	74	740	910	18.7	2830	78
25	930	1150	3.9	3270	91	850	1240	16.1	3230	70	850	1190	16.2	3110	73
26	950	1190	4.2	3330	93	820	1190	17.9	3200	71	810	1080	17.4	3060	70
27	950	1210	5.0	3270	97	840	1160	16.8	3190	79	830	1120	17.0	3110	78
28	980	1260	4.7	3370	100	870	1120	17.5	3250	96	860	1150	18.0	3230	91
29	830	1100	5.1	3160	100	780	950	18.1	3070	94	800	950	17.7	3110	93
30	940	1200	5.7	3290	98	830	1070	17.3	3120	85	820	1050	17.9	3200	83
31	870	1140	6.2	3240	94	800	970	18.4	3050	81	760	930	19.0	2980	74
32	890	1320	3.9	3950	91	1050	1140	16.3	3690	90	980	1130	16.7	3580	92
A	940	1050	6.0	3300	100	820	970	7.3	3020	100	820	950	6.8	2970	100
B	960	1030	5.7	3260	100	850	950	7.4	3040	100	830	960	7.0	3000	100
C	890	970	5.5	3070	100	820	940	7.0	2960	100	810	940	6.7	2940	100
D	950	1050	5.9	3200	100	830	950	7.2	2970	100	850	980	5.9	3070	100
E*	720	960	28.0	3400	18										
F*	700	1090	26.3	3420	21										

Tabelle 2 (Fortsetzung)

Stahl Nr.	Mit Wärmebehandlung (600 °C, 10 h)									
	Probe b					Probe c				
	$\sigma_{0,2}$ (N/mm ²)	σ_B (N/mm ²)	δ (%)	Hv (N/mm ²)	mar. (%)	$\sigma_{0,2}$ (N/mm ²)	σ_B (N/mm ²)	δ (%)	Hv (N/mm ²)	mar. (%)
1	-	-	-	-	-	1070	1120	14.6	3300	95
2	990	1100	16.2	3240	90	980	1070	15.3	3200	92
3	850	910	18.2	2890	82	830	900	17.9	2810	84
4	890	1020	19.3	3170	81	870	980	18.9	3140	84
5	840	970	17.8	3010	73	830	950	16.8	2930	79
6	830	950	19.1	2890	70	810	920	18.9	2890	72
7	880	960	18.2	2940	67	850	930	17.9	2910	70
8	890	950	20.4	3070	73	860	910	19.1	3020	71
9	910	950	21.7	3020	70	900	930	20.8	3000	72
10	810	890	20.3	2940	91	810	850	19.6	2810	93
11	800	840	23.1	2790	76	800	870	22.1	2810	79
12	760	820	20.6	2750	68	760	810	19.8	2860	67
13	790	840	21.2	2900	70	770	820	21.0	2850	71
14	910	920	20.7	2910	75	860	930	20.5	2890	78
15	910	930	20.2	2880	76	910	950	20.8	3000	82
16	800	840	19.4	2790	65	800	860	19.0	2840	69
17	820	850	19.3	2810	83	810	870	19.1	2890	84
18	880	910	21.3	2940	80	890	940	21.5	2990	80
19	890	940	23.4	2970	67	860	930	22.7	3000	69
20	860	910	20.1	2920	84	820	900	19.8	2880	84

Tabelle 2 (Fortsetzung)

Stahl Nr.	Mit Wärmebehandlung (600 °C, 10 h)									
	Probe b					Probe c				
	$\sigma_{0,2}$ (N/mm ²)	σ_B (N/mm ²)	δ (%)	Hv (N/mm ²)	mar. (%)	$\sigma_{0,2}$ (N/mm ²)	σ_B (N/mm ²)	δ (%)	Hv (N/mm ²)	mar. (%)
21	880	930	21.8	2980	85	860	920	21.2	2950	85
22	830	870	20.9	2810	87	810	860	20.0	2910	86
23	850	900	21.4	2890	81	830	890	20.8	2950	80
24	800	830	20.2	2750	68	810	850	20.5	2870	67
25	890	930	19.3	2910	64	860	900	19.1	2870	65
26	860	910	20.0	2870	63	850	910	20.8	2930	66
27	850	940	19.4	2950	68	840	920	19.0	2900	70
28	890	930	21.4	3060	74	890	960	20.9	3100	73
29	850	880	19.1	2970	73	840	950	19.0	3050	70
30	860	930	19.7	3010	68	850	910	19.3	2950	69
31	800	840	20.5	2790	60	830	900	20.0	2760	64
32	1140	1170	16.8	3840	85	1050	1100	16.5	3690	88
A	850	990	8.3	2980	100	840	1030	8.0	3150	100
B	890	940	8.1	3050	100	890	970	8.4	3020	100
C	830	970	8.5	3000	100	850	980	8.0	2990	100
D	870	990	7.3	3180	100	890	1040	7.3	3200	100
E*										
F*										

- 13 -

Tabelle 3 (Fortsetzung)

Stahl Nr.	Erfindungsgemäße Wärmebehandlung						Vergleichswärmebehandlung					
	625 °C, 1 h						675 °C, 1 h					
	$\sigma_{0,2}$ (N/mm ²)	σ_B (N/mm ²)	δ (%)	Hv	mar. (%)		$\sigma_{0,2}$ (N/mm ²)	σ_B (N/mm ²)	δ (%)	Hv	mar. (%)	
3	670	930	16.2	3040	80		640	910	14.9	2980	83	
4	670	970	16.7	3190	76		650	930	16.3	3050	82	
6	650	870	17.1	2850	70		630	890	16.9	2920	73	
9	740	880	16.9	2900	69		710	890	16.4	2890	70	
12	680	850	18.0	2880	68		640	910	17.5	2900	70	
13	720	900	18.9	2830	71		730	920	16.3	2810	71	
14	740	850	19.6	2790	73		710	930	16.9	2830	69	
18	790	940	19.8	3060	80		680	940	16.4	2950	75	
25	830	1140	18.1	3190	67		790	1090	15.9	3090	72	
28	820	1050	18.5	3180	88		810	1030	15.7	3080	71	
31	740	900	20.5	2940	66		750	930	17.0	2890	69	
32	1010	1160	20.2	3630	91		750	1150	14.0	3210	78	

PATENTANSPRÜCHE

5

1. Verfahren zur Herstellung von hochfestem rostfreiem Stahl ausgezeichneter Formbarkeit, welcher beim
 10 Schweißen nicht erweicht und ausschließlich aus Martensit oder aus Martensit und wenig Austenit besteht, **dadurch gekennzeichnet**, daß ein warm- oder kaltgewalzter oder vergüteter Stahl der folgenden Zusammensetzung in Gewichtsprozent 1 h bis 30 h lang bei einer Temperatur zwischen 550 °C und 675 °C wärmebehandelt wird:

15 C: nicht mehr als 0,10 Gew.-%
 Si: 0,20 Gew.-% bis 4,5 Gew.-%
 Mn: 0,2 Gew.-% bis 5,0 Gew.-%
 P: nicht mehr als 0,060 Gew.-%,
 S: nicht mehr als 0,030 Gew.-%
 20 Cr: 10,0 Gew.-% bis 17,0 Gew.-%
 Ni: 3,0 Gew.-% bis 8,0 Gew.-%
 N: nicht mehr als 0,10 Gew.-% (0,005 Gew.-% bis 0,10 Gew.-%)
 Rest: Fe und unvermeidbare Verunreinigungen,

25 wobei das Nickeläquivalent $Ni_{\text{äq}} = Ni + Mn + 0,5 Cr + 0,3 Si + 20 (C + N)$ im Bereich von 13,0 bis 17,5 liegt.

2. Verfahren nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet**, daß der wärmezubehandelnde Stahl die folgende Zusammensetzung in Gewichtsprozent aufweist:

30 C: 0,005 Gew.-% bis 0,08 Gew.-%
 Si: 0,25 Gew.-% bis 4,0 Gew.-%
 Mn: 0,3 Gew.-% bis 4,5 Gew.-%
 P: nicht mehr als 0,040 Gew.-%
 35 S: nicht mehr als 0,020 Gew.-%
 Cr: 11,0 Gew.-% bis 16,0 Gew.-%
 Ni: 3,5 Gew.-% bis 7,5 Gew.-%
 N: nicht mehr als 0,07 Gew.-%
 Rest: Fe und unvermeidbare Verunreinigungen.

40

3. Verfahren nach Anspruch 2, **dadurch gekennzeichnet**, daß der wärmezubehandelnde Stahl die folgende Zusammensetzung in Gewichtsprozent aufweist:

45 C: 0,007 Gew.-% bis 0,06 Gew.-%
 Si: 0,40 Gew.-% bis 4,0 Gew.-%
 Mn: 0,4 Gew.-% bis 4,0 Gew.-%
 P: nicht mehr als 0,035 Gew.-%
 S: nicht mehr als 0,015 Gew.-%
 Cr: 12,0 Gew.-% bis 15,0 Gew.-%
 50 Ni: 4,0 Gew.-% bis 7,5 Gew.-%
 N: nicht mehr als 0,05 Gew.-%
 Rest: Fe und unvermeidbare Verunreinigungen.

4. Verfahren nach Anspruch 1, 2 oder 3, **dadurch gekennzeichnet**, daß der wärmezubehandelnde Stahl ferner
 55 einen Gehalt von nicht mehr als 4,0 Gew.-% an mindestens einem Metall aus der Gruppe bestehend aus Cu, Mo, W und Co aufweist, wobei das Nickeläquivalent $Ni_{\text{äq}} = Ni + Mn + 0,5 Cr + 0,3 Si + 20 (C + N) + Cu + Mo + W + 0,2 Co$ im Bereich von 13,0 bis 17,5 liegt.

5. Verfahren nach Anspruch 4, **dadurch gekennzeichnet**, daß der wärmezubehandelnde Stahl einen Gehalt
 60 von 0,5 Gew.-% bis 3,5 Gew.-% an mindestens einem Metall aus der Gruppe bestehend aus Cu, Mo, W und Co aufweist.

6. Verfahren nach Anspruch 5, **dadurch gekennzeichnet**, daß der wärmezubehandelnde Stahl einen Gehalt von 1,0 Gew.-% bis 3,0 Gew.-% an mindestens einem Metall aus der Gruppe bestehend aus Cu, Mo, W und Co aufweist.
- 5 7. Verfahren nach einem der vorstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet**, daß der wärmezubehandelnde Stahl ferner einen Gehalt von nicht mehr als 1,0 Gew.-% an mindestens einem Element aus der Gruppe bestehend aus Ti, Nb, V, Zr, Al und B aufweist, wobei das Nickeläquivalent $Ni_{eq} = Ni + Mn + 0,5 Cr + 0,3 Si$ bzw. $Ni + Mn + 0,5 Cr + 0,3 Si + Cu + Mo + W + 0,2 Co$ im Bereich von 13,0 bis 17,5 liegt.
- 10 8. Verfahren nach Anspruch 7, **dadurch gekennzeichnet**, daß der wärmezubehandelnde Stahl einen Gehalt von 0,10 Gew.-% bis 0,8 Gew.-% an mindestens einem Element aus der Gruppe bestehend aus Ti, Nb, V, Zr, Al und B aufweist.
- 15 9. Verfahren nach Anspruch 8, **dadurch gekennzeichnet**, daß der wärmezubehandelnde Stahl einen Gehalt von 0,15 Gew.-% bis 0,8 Gew.-% an mindestens einem Element aus der Gruppe bestehend aus Ti, Nb, V, Zr, Al und B aufweist.

20

Hiezu 2 Blatt Zeichnungen

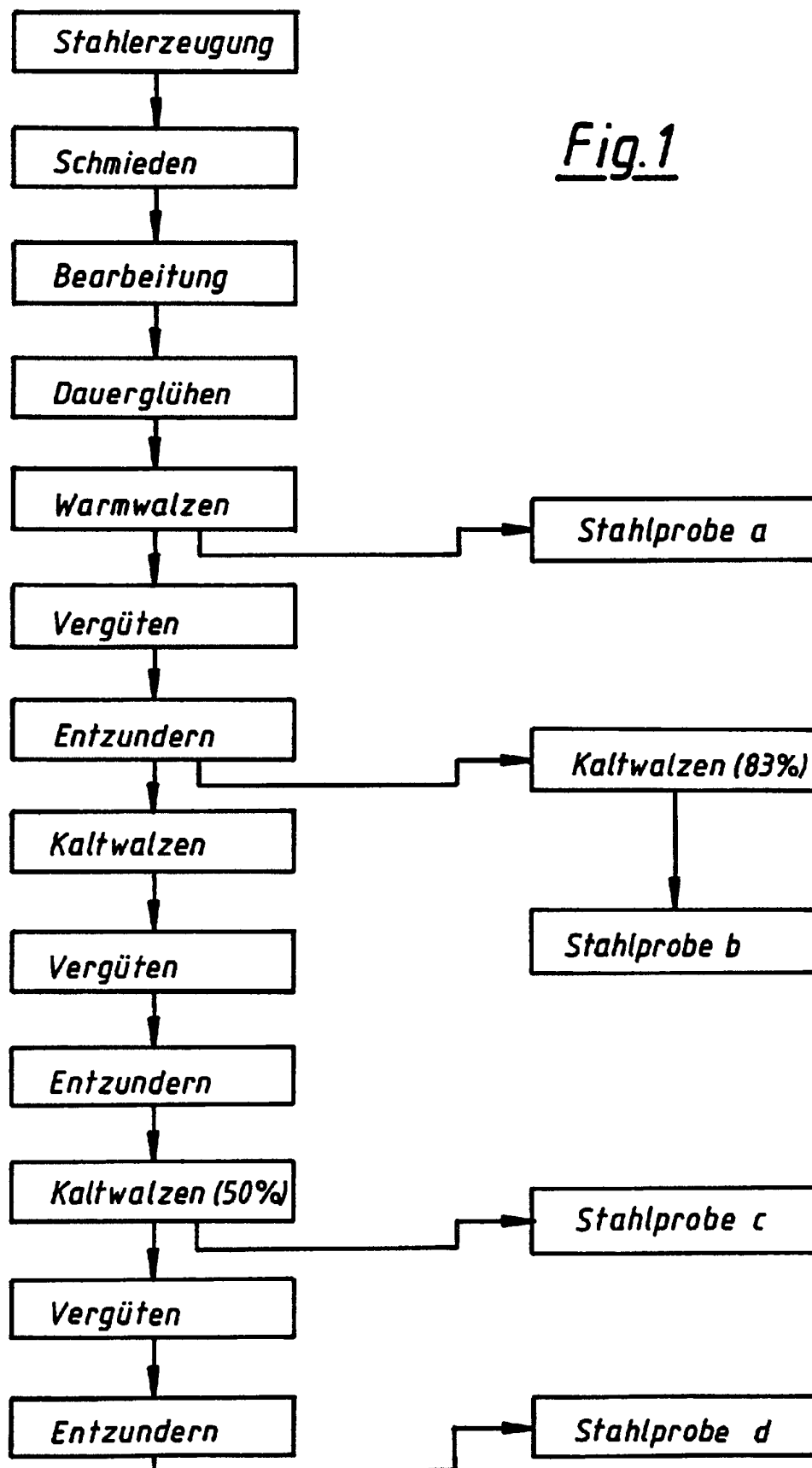


Fig. 2

