



(10) **DE 10 2015 112 215 A1** 2017.02.02

(12)

## Offenlegungsschrift

(21) Aktenzeichen: **10 2015 112 215.4**

(22) Anmeldetag: **27.07.2015**

(43) Offenlegungstag: **02.02.2017**

(51) Int Cl.: **C22C 38/04 (2006.01)**

**B21D 26/02 (2006.01)**

(71) Anmelder:

**Salzgitter Flachstahl GmbH, 38239 Salzgitter, DE**

(74) Vertreter:

**Moser Götze & Partner Patentanwälte mbB, 45127  
Essen, DE**

(72) Erfinder:

**Evertz, Thomas, 31228 Peine, DE; Redenius,  
Alexander, 38124 Braunschweig, DE; Otto,  
Manuel, 38162 Cremlingen, DE; Palzer, Peter,  
38704 Liebenburg, DE**

(56) Ermittelter Stand der Technik:

DE	10 2007 060 133	A1
DE	10 2008 014 213	A1
DE	10 2014 003 350	A1
DE	296 12 387	U1
DE	17 58 474	B
US	2009 / 0 202 383	A1
US	2 306 421	A
EP	1 310 575	A1
EP	2 031 079	A1
WO	2015/ 003 755	A1
JP	2000- 303 148	A

Prüfungsantrag gemäß § 44 PatG ist gestellt.

**Die folgenden Angaben sind den vom Anmelder eingereichten Unterlagen entnommen**

(54) Bezeichnung: **Hochlegierter Stahl insbesondere zur Herstellung von mit Innenhochdruck umgeformten  
Rohren und Verfahren zur Herstellung derartiger Rohre aus diesem Stahl**

(57) Zusammenfassung: Die Erfindung betrifft einen hochlegierten Stahl, insbesondere zur Herstellung von mit Innenhochdruck umgeformten Rohren mit hohem Kaltumformvermögen, mit folgender chemischen Zusammensetzung (in Gew.-%): Cr: 7 bis 20; Mn: 2 bis 9; Ni: bis zu 9; C: 0,005 bis 0,4; N: 0,002 bis 0,3; Rest Eisen einschließlich unvermeidbarer stahlbegleitender Elemente, mit optionaler Zulegierung folgender Elemente (in Gew.-%): Al: 0 bis 3; Si: 0 bis 2; Mo: 0,01 bis 3; Cu: 0,005 bis 4; V: 0 bis 2; Nb: 0 bis 2; Ti: 0 bis 2; Sb: 0 bis 0,5; B: 0 bis 0,5; Co: 0 bis 5; W: 0 bis 3; Zr: 0 bis 2; Ca: 0 bis 0,1; P: 0 bis 0,6; S: 0 bis 0,2. Auch betrifft die Erfindung ein Verfahren zur Herstellung von mit Innenhochdruck umgeformten Rohren aus diesem Stahl.

**Beschreibung**

**[0001]** Die Erfindung betrifft einen hochlegierten Stahl insbesondere zur Herstellung von mit Innenhochdruck umgeformten (IHU-)Rohren und ein Verfahren zur Herstellung von IHU-Rohren aus diesem Stahl.

**[0002]** Unter hochlegierten Stählen werden nachfolgend Stähle verstanden, die zur Verbesserung der Korrosionseigenschaften und/oder der Kaltumformbarkeit zum Beispiel mit Chrom, Nickel und eventuell weiteren Legierungselementen legiert wurden. Als Beispiel hierfür sei der Stahl 1.4301 (X5CrNi18-10) oder der Stahl 1.4618 (X9CrMnNiCu17-8-5-2) genannt. Diese Stähle weisen im Wesentlichen ein austenitisches Gefüge auf.

**[0003]** Das Innenhochdruckumformen von Rohren ist seit langem bekannt und wird beispielsweise in der Offenlegungsschrift DE 10 2008 014 213 A1 ausführlich beschrieben. Hierbei werden die Werkstücke aus einem in ein die fertige Werkstück-Geometrie aufweisendes, mindestens zweiteiliges Werkzeug eingelegten rohrförmigen Hohlprofilrohling in der Weise erzeugt, dass der Hohlprofilrohling mit einem hohen Fluiddruck innenseitig beaufschlagt und in die Gravur bzw. Geometrie des Werkzeugs aufgeweitet wird. Der Werkstoff muss dabei so ausgelegt sein, dass die hohen Umformungen ohne Werkstoffversagen aufgenommen werden können.

**[0004]** Die Verwendung von rostfreien Edelstählen zur Herstellung von mit Innenhochdruck umgeformten Rohren wird in der Gebrauchsmusterschrift DE 296 12 387 U1 beschrieben. Eine konkrete Legierungszusammensetzung des verwendeten Stahls wird in dieser Schrift nicht offenbart.

**[0005]** Bekannte hochlegierte Stähle, wie zum Beispiel der Stahl 1.4301, die grundsätzlich auch zur Herstellung von Innenhochdruck-umgeformten Rohren verwendet werden können, weisen den Nachteil auf, dass der Stahl durch den hohen Ni-Gehalt relativ teuer ist und das Kaltumformvermögen des Werkstoffs bei der Innenhochdruck-Umformung fallweise noch nicht ausreichend hoch ist.

**[0006]** Eine bessere Kaltumformbarkeit weist zwar der Stahl 1.4618 durch die Zulegierung von Kupfer auf, jedoch ist die Herstellung von Kaltbändern aus den bekannten Stählen über die bekannte Erzeugungsrouten Stranggießen, Warmwalzen, Kaltwalzen mit Zwischenglühungen, Einformen des Kaltbandes zu einem geschlitzten Rohr, Verschweißen des Rohres, sehr teuer und damit unwirtschaftlich.

**[0007]** Vor dem Hintergrund des beschriebenen Standes der Technik bestand die Aufgabe der Erfindung darin, einen kostengünstigen hochlegierten

Stahl mit hohem Kaltumformvermögen, insbesondere zur Herstellung von mit Innenhochdruck umgeformten Rohren (IHU-Rohre), und ein kostengünstiges Verfahren zur Herstellung von IHU-Rohren aus diesem Stahl anzugeben.

**[0008]** Ein erfindungsgemäßer hochlegierter Stahl ist in Anspruch 1 und den Unteransprüchen 2 bis 18 näher beschrieben. Der Stahl weist als wesentliche Bestandteile bei einem C-Gehalt von 0,005 bis 0,4 Gew.-% und einem N-Gehalt von 0,002 bis 0,3 Gew.-%, insbesondere einen hohen Cr-Gehalt von 7 bis 20 Gew.-% und Mn-Gehalt von 2 bis 9 Gew.-% auf.

**[0009]** Die Verwendung des Begriffs bis beziehungsweise bis zu in den Definition der Gehaltsbereiche, wie beispielsweise 7 bis 20 Gew.-%, bedeutet, dass die Eckpunkte – im Beispiel 7 und 20 – mit eingeschlossen sind.

**[0010]** Erfindungsgemäß wird bei diesem Werkstoff der temperaturabhängige TRIP(Transformation Induced Plasticity)- bzw./TWIP(Twinning Induced Plasticity)-Effekt ausgenutzt, der eine enorme Steigerung der Kaltumformbarkeit des Stahls beim Innenhochdruckumformen des Rohres ermöglicht. Diese Effekte treten bei hochlegierten austenitischen oder hochmanganhaltigen Stählen auf und sind bei plastischer Verformung des Stahls durch die Bildung von Verformungsmartensit (TRIP-Effekt) oder durch Zwillingsbildung bei der Verformung (TWIP-Effekt) gekennzeichnet.

**[0011]** Der für die Herstellung der IHU-Rohre verwendete Werkstoff zeichnet sich, abhängig von der konkreten Legierungszusammensetzung, durch ein teilweise oder vollständig austenitisches Gefüge mit mindestens 5 % Restaustenit aus, welcher erfindungsgemäß bei einer mechanischen Beanspruchung einen TWIP- und/oder TRIP-Effekt bewirkt.

**[0012]** Vorteilhafte Legierungszusammensetzungen des für die Rohrerstellung verwendeten Stahls sind in den Ansprüchen 2 bis 18 beschrieben.

**[0013]** Eine Legierung nach Anspruch 2 bildet aufgrund des Cr-Gehalts von mindestens 10 Gew.-% eine dichte Oxidschicht an der Oberfläche aus, wobei die vor Korrosion schützende Wirkung der Oxidschicht bei den erfindungsgemäßen Stählen bei Cr-Gehalten von größer 18 Gew.-% nicht merklich verbessert wird. Ein Nickelanteil von 2 bis 6 Gew.-% stabilisiert den Austenit insoweit, dass ein mindestens teilaustenitisches Gefüge entsteht, welches bei Einwirken von mechanischen Spannungen einen TRIP-/TWIP-Effekt bewirkt.

**[0014]** Gehalte von über 6 Gew.-% Ni führen zu einer weiteren Austenitstabilisierung, was zu Lasten des Anteils an Ferrit und Martensit im Gefüge geht und

somit die Festigkeitseigenschaften des Materials verschlechtert.

**[0015]** Eine Legierung nach Anspruch 3 bildet aufgrund ihres Cr-Gehalts von mindestens 12 Gew.-% eine dichte Oxidschicht, wobei höhere Gehalte an Verunreinigungen und Karbiden im Vergleich zu einer Legierung nach Anspruch 2 toleriert werden können. Gehalte oberhalb von 17 Gew.-% Cr verringern die Dehnungseigenschaften und bringen für den erfindungsgemäßen Stahl keinen Vorteil.

**[0016]** Eine Legierung nach Anspruch 4 enthält Mn in einem Gehalt von 2 bis 7 Gew.-%. Mangan erhöht die Austenitstabilität und sorgt somit für ein zumindest teilweise austenitisches Gefüge, welches bei Einwirken von mechanischen Spannungen einen TRIP-/TWIP-Effekt bewirkt. Um einen entsprechenden Effekt zu erreichen, beträgt der Mindestgehalt an Mangan 2 Gew.-%. Mn-Gehalte oberhalb 7 Gew.-% erhöhen die Anfälligkeit gegenüber Lochkorrosion, weshalb der Gehalt bei der erfindungsgemäßen Legierung vorteilhaft auf max. 7 Gew.-% beschränkt wird.

**[0017]** Eine Legierung nach Anspruch 5 enthält zwischen 0,5 und 5 Gew.-% Ni. Nickel dient als Austenit stabilisierendes Element und bewirkt ein zumindest teilweise austenitisches Gefüge, welches bei Einwirken von mechanischen Spannungen einen TRIP-/TWIP-Effekt bewirkt. Des Weiteren verbessert Ni die Beständigkeit gegenüber Lochkorrosion und erhöht die Festigkeit des Werkstoffs. Um einen entsprechenden Effekt zu erreichen, beträgt der Mindestgehalt an Nickel deshalb 0,5 Gew.-%. Gehalte oberhalb 5 Gew.-% führen neben erhöhten Legierungskosten zu einer erhöhten Austenitstabilität, welche aufgrund der Verringerung der Ferrit- und Martensitanteile im Gefüge und der damit verbundenen Abnahme der Festigkeit unerwünscht ist.

**[0018]** Eine Legierung nach Anspruch 6 enthält mindestens eines der Elemente V, Nb und/oder Mo mit einem Mindestgehalt von 0,005 Gew.-% für das einzelne Element und einen Maximalgehalt von in Summe < 5 Gew.-%. Diese Elemente wirken im Stahl als Karbid-, Nitrid- oder Karbonitridbildner und bewirken dadurch sowohl eine Stabilisierung gegen Alterung durch Abbinden der Elemente C und N und damit verbunden auch eine Verfestigung durch Ausscheidungsbildung, als auch eine Kornfeinung und die damit verbundene Erhöhung der Festigkeit und Zähigkeit. Um eine entsprechende Wirkung zu entfalten, ist ein Mindestgehalt für das einzelne Element von 0,005 Gew.-% notwendig. Gehalte ab in Summe 5 Gew.-% führen bei höheren Kohlenstoffgehalten zur Ausscheidung großer Mengen an Karbiden und verschlechtern die Eigenschaften der Legierung. Des Weiteren ist durch Gehalte von in Summe 5 Gew.-%

oder mehr keine weitere Verbesserung der Eigenschaften zu erwarten.

**[0019]** Eine Legierung nach Anspruch 7 enthält zwischen 0,005 und 2 Gew.-% Ti und weist einen Maximalgehalt an N von unter 300 ppm auf. Titan wirkt als Karbidbildner und bewirkt eine Kornfeinung, wodurch gleichzeitig die Festigkeit und die Zähigkeitseigenschaften verbessert werden. Um eine entsprechende Wirkung zu entfalten, ist ein Mindestgehalt an Ti von 0,005 Gew.-% notwendig. Gehalte an Ti von über 2 Gew.-% bewirken keine weitere Verbesserung der Eigenschaften. Der N-Gehalt wird bei diesen Legierungen auf unter 300 ppm begrenzt um die Bildung unerwünschter TiN-Ausscheidungen zu minimieren.

**[0020]** Eine Legierung nach Anspruch 8 enthält zwischen 0,05 und 3 Gew.-% Al und weist einen N-Gehalt von unter 300 ppm auf. Aluminium bewirkt neben einer Desoxidation der Schmelze eine Verringerung der spezifischen Dichte und verbessert die Korrosionseigenschaften. Des Weiteren verbessert Al die Festigkeit der erfindungsgemäßen Legierung. Um eine entsprechende Wirkung zu entfalten, ist ein Mindestgehalt an Al von 0,05 Gew.-% notwendig. Gehalte von über 3 Gew.-% Al können zur Ausscheidung unerwünschter Phasen führen. Der N-Gehalt wird auf unter 300 ppm begrenzt um die unerwünschte Ausscheidung von nadelförmigen AlN zu vermindern.

**[0021]** Eine Legierung nach Anspruch 9 enthält 0,03 bis 2 Gew.-% Si. Silizium wirkt hierbei desoxidierend, senkt die spezifische Dichte und erhöht die Festigkeit der erfindungsgemäßen Legierung. Um eine entsprechende Wirkung zu entfalten, ist ein Mindestgehalt an Si von 0,03 Gew.-% notwendig. Gehalte von über 2 Gew.-% Si reduzieren die Dehnungseigenschaften und vermindern das Umformvermögen der erfindungsgemäßen Legierung.

**[0022]** Eine Legierung nach Anspruch 10 enthält zwischen 0,05 und 4 Gew.-% Cu. Kupfer verbessert die Korrosions- und Festigkeitseigenschaften der erfindungsgemäßen Legierung. Um eine entsprechende Wirkung zu entfalten, ist ein Mindestgehalt an Cu von 0,05 Gew.-% notwendig. Gehalte von über 4 Gew.-% Cu verschlechtern die Verarbeitbarkeit des Materials durch Bildung niedrig schmelzender Phasen während der Warmumformung bzw. dem Gießen und führen zu keinen weiteren Eigenschaftsverbesserungen.

**[0023]** Eine Legierung nach Anspruch 11 enthält zwischen 0,005 und 0,5 Gew.-% Sb. Antimon verringert die C-, N-, O- und Al-Diffusion, wodurch insbesondere Karbide, Nitride und Karbonitride feiner ausgeschieden werden. Dadurch werden sowohl die effektive Ausnutzung dieser Legierungselemente verbessert, was die Wirtschaftlichkeit erhöht und den Ressourcenverbrauch senkt, als auch die Festig-

keits-, Dehnungs- und Zähigkeitseigenschaften verbessert. Um die erfindungsgemäße Wirkung zu erreichen ist ein Sb-Gehalt von mindestens 0,005 Gew.-% notwendig. Gehalte oberhalb 0,5 Gew.-% führen zur unerwünschten Ausscheidung von Sb an den Korngrenzen und somit zur Verschlechterung der Dehnungs- und Zähigkeitseigenschaften.

**[0024]** Eine Legierung nach Anspruch 12 enthält 0,0002 bis 0,5 Gew.-% B. Bor bewirkt eine Verbesserung der Festigkeitseigenschaften und der Kantenqualität an gewalztem Warmband bereits ab einer geringen Zugabe von 0,0002 Gew.-%. Gehalte oberhalb 0,5 Gew.-% verschlechtern die Zähigkeits- und Dehnungseigenschaften der erfindungsgemäßen Legierung stark.

**[0025]** Eine Legierung nach Anspruch 13 enthält zwischen 0,05 und 5 Gew.-% Co. Kobalt stabilisiert den Austenit und verbessert die Warmfestigkeit. Um eine entsprechende Wirkung zu entfalten, ist ein Mindestgehalt von 0,05 Gew.-% notwendig. Der maximale Gehalt wird auf 5 Gew.-% begrenzt, da höhere Co-Gehalte die Dehnungseigenschaften verschlechtern und den Austenit ungewünscht zusätzlich stabilisieren, wodurch der Ferrit- und Martensitgehalt und damit verbunden die Festigkeitseigenschaften abnehmen.

**[0026]** Eine Legierung nach Anspruch 14 enthält zwischen 0,005 und 3 Gew.-% W. Wolfram wirkt als Karbidbildner und verbessert die Festigkeit und die Warmfestigkeit. Um eine entsprechende Wirkung zu entfalten, ist ein Mindestgehalt von 0,005 Gew.-% notwendig. Gehalte von mehr als 3 Gew.-% W verschlechtern in der erfindungsgemäßen Legierung die Dehnungseigenschaften.

**[0027]** Eine Legierung nach Anspruch 15 enthält zwischen 0,005 und 2 Gew.-% Zr. Zirkon wirkt als Karbidbildner und verbessert die Festigkeit der erfindungsgemäßen Legierung. Um eine entsprechende Wirkung zu entfalten, ist ein Mindestgehalt von 0,005 Gew.-% notwendig. Gehalte von mehr als 2 Gew.-% verschlechtern die Dehnungseigenschaften der erfindungsgemäßen Legierung.

**[0028]** Eine Legierung nach Anspruch 16 enthält zwischen 0,0005 und 0,1 Gew.-% Ca. Kalzium wird zur Modifikation nichtmetallischer oxidischer Einschlüsse genutzt, welche sonst zu einem unerwünschten Versagen der Legierung durch Einschlüsse im Gefüge, welche als Spannungskonzentrationsstellen wirken und den Metallverbund schwächen, führen könnten.

**[0029]** Des Weiteren verbessert Ca die Homogenität der erfindungsgemäßen Legierung. Um eine entsprechende Wirkung zu entfalten, ist ein Mindestgehalt von 0,0005 Gew.-% notwendig. Gehalte von oberhalb

0,1 Gew.-% Ca bringen keinen weiteren Vorteil bei der Einschlussmodifikation, verschlechtern die Herstellbarkeit und sollten aufgrund des hohen Dampfdrucks von Ca in Stahlschmelzen vermieden werden.

**[0030]** Eine Legierung nach Anspruch 17 enthält zwischen 0,008 und 0,6 Gew.-% P. Phosphor erhöht die Dehngrenze und verbessert die Korrosionsbeständigkeit gegenüber atmosphärischen Einflüssen. Um eine entsprechende Wirkung zu entfalten, ist ein Mindestgehalt von 0,008 Gew.-% notwendig. Gehalte von mehr als 0,6 Gew.-% P verschlechtern die Dehnungseigenschaften der erfindungsgemäßen Legierung.

**[0031]** Eine Legierung nach Anspruch 18 enthält zwischen 0,01 und 0,2 Gew.-% S. Schwefel verbessert die spanende Bearbeitbarkeit. Um eine entsprechende Wirkung zu entfalten, ist ein Mindestgehalt von 0,01 Gew.-% notwendig. Gehalte von über 0,2 Gew.-% S führen zur unerwünschten Ausscheidung von MnS und zu einer starken Verschlechterung der Zähigkeits- und Dehnungseigenschaften der erfindungsgemäßen Legierung.

**[0032]** Ein erfindungsgemäßes Herstellverfahren zur Erzeugung von mit Innenhochdruck umgeformten Rohren aus dem erfindungsgemäßen Stahl wird durch folgende Arbeitsschritte bereitgestellt:

– Erschmelzen einer Stahlschmelze mit folgender chemischen Zusammensetzung (in Gew. %):

Cr: 7 bis 20

Mn: 2 bis 9

Ni: bis zu 9

C: 0,005 bis 0,4

N: 0,002 bis 0,3

Rest Eisen einschließlich unvermeidbarer stahlbegleitender Elemente, mit optionaler Zulegierung folgender Elemente (in Gew. %):

Al: 0 bis 3,

Si: 0 bis 2

Mo: 0,01 bis 3

Cu: 0,005 bis 4

V: 0 bis 2

Nb: 0 bis 2

Ti: 0 bis 2

Sb: 0 bis 0,5

B: 0 bis 0,5

Co: 0 bis 5

W: 0 bis 3

Zr: 0 bis 2

Ca: 0 bis 0,1

P: 0 bis 0,6

S: 0 bis 0,2

– Herstellen eines Vorbandes mittels eines endabmessungsnahen horizontalen oder vertikalen Gießverfahrens oder Herstellen von Brammen mittels eines horizontalen oder vertikalen Brammen- oder Dünnbrammengießverfahrens,

- Herstellung eines Warmbandes durch Warmwalzen des Vorbandes mit einer Dicke größer oder gleich 2 mm oder durch Warmwalzen der Bramme,
- Optionales Kaltwalzen des Warmbandes oder Kaltwalzen des Vorbandes mit einer Dicke kleiner als 2 mm,
- Einformen des Warm- oder Kaltbandes und Verschweißen zu einem Rohr und
- Innenhochdruckumformen des Rohres mittels eines Wirkmediums und das Wirkmedium auf oberhalb Raumtemperatur (RT) bis 500 °C temperiert wurde.

**[0033]** Bei dem erfindungsgemäßen Verfahren wird eine erfindungsgemäße Legierung mittels eines endabmessungsnahen Gießverfahrens oder konventionellem Strangguss erzeugt und anschließend warm- und/oder kaltgewalzt. Das so gefertigte Warm- oder Kaltband wird anschließend eingeformt und bspw. mittels Hochfrequenz-Induktionsschweißen oder Laserschweißen zu einem Rohr gefügt. Es können aber auch andere für die Rohrherstellung gängige Fügeverfahren, wie z.B. Unterpulverschweißen oder Metall-Schutzgasschweißen, angewendet werden.

**[0034]** Das Rohr wird anschließend einer Innenhochdruckumformung (IHU) unterzogen, wobei das Wirkmedium beim Innenhochdruckumformen auf eine Temperatur oberhalb RT bis etwa 500°C temperiert wird, was eine weitere wesentliche Steigerung der Umformbarkeit des erfindungsgemäßen Stahls bewirkt. Vorteilhaft liegt die Temperatur des Wirkmediums bei 40 bis 300°C, wobei der optimale Bereich bei 80 bis 240°C liegt.

**[0035]** Durch die Temperierung des Mediums wird die Stabilität und die Stapelfehlerenergie des Austenits erhöht, wodurch die spannungsinduzierte Martensitumwandlung unterdrückt und der TWIP-Effekt bevorzugt wird. Somit wird das Umformvermögen des Werkstoffs gegenüber einer Umformung bei Raumtemperatur deutlich verbessert.

**[0036]** Diese Verbesserung der Umformeigenschaften ermöglicht des Weiteren, dass ansonsten notwendigerweise der Innenhochdruckumformung vorgeschaltete Glühprozesse verkürzt werden oder entfallen können, wodurch der Energiebedarf und damit verbunden die Kosten zur Herstellung eines IHU-Rohrs aus diesem Werkstoff deutlich reduziert werden.

**[0037]** Vorteilhaft kann eine Wärmebehandlung des Rohres zur Verbesserung der Umformbarkeit durch Innenhochdruckumformen bzw. vor dem Innenhochdruckumformen entfallen, wenn Umformgrade bei der Herstellung des Warm- oder Kaltbandes von weniger als 80 % eingestellt werden.

**[0038]** Bei höheren Umformgraden kann eine dann eventuell notwendige Wärmebehandlung vorteilhaft unmittelbar nach dem Rohreinformen und Längsnahtschweißen erfolgen, wobei die Wärmebehandlung in einem Durchlaufofen oder einer stationären Ofeneinheit (beispielsweise Herdofen, Muffelofen) oder durch das temperierte Wirkmedium an sich erfolgen kann. Die Temperatur für die Wärmebehandlung liegt dabei zwischen 80 °C und 0,9·TS (Schmelztemperatur der jeweiligen Legierung in °C).

**[0039]** Grundsätzlich kommen als endabmessungsnahes Gießverfahren das horizontale Bandgießen und das vertikale Bandgießen (z.B. Zwei-Rollen-Bandgießen) in Betracht. Hiermit werden Banddicken des Vorbandes von etwa 1 bis 30 mm, vorteilhaft 1 bis 20 mm, erzeugt.

**[0040]** Vorteilhaft erfolgt das Bandgießen in einer inertisierenden oder reduzierenden oder leicht oxidierenden Atmosphäre mit einem Sauerstoffanteil von unter 10 Vol%. Hierdurch werden Seigerungen und selektive Oxidation und damit Heißrisse beim Warmwalzen deutlich vermindert.

**[0041]** Das über endabmessungsnahes Gießverfahren erzeugte Vorband oder die Bramme wird anschließend warmgewalzt, wobei die Warmwalzstarttemperatur mindestens 900 bis 1200 °C und die Endwalztemperatur mindestens 650 °C beträgt. Das Warmwalzen des endabmessungsnah erzeugten Vorbandes erfolgt erfindungsgemäß mit maximal 6 Walzstichen, vorteilhaft mit 2 bis 4 Walzstichen. Anschließend wird das Warmband zu einem Coil aufgewickelt und entweder direkt zu einem Rohr weiterverarbeitet oder es wird als kaltgewalztes Band weiterverarbeitet.

**[0042]** Alternativ können zum Beispiel bei kurzen Rohrlängen, von dem aufgewickelte Warm- oder Kaltband auch Tafeln abgeschnitten und anschließend weiterverarbeitet werden.

**[0043]** Bei Vorbanddicken unter 2 mm kann aufgrund des geringen Umformgrades auf ein Warmwalzen verzichtet werden. Das Band wird stattdessen direkt einem Kaltwalzvorgang unterzogen.

**[0044]** Als Warmband werden nach dem Walzen typischerweise Dicken von 1,5 mm bis 15 mm und als kaltgewalztes Band Dicken von 0,2 bis 12 mm erreicht.

**ZITATE ENHALTEN IN DER BESCHREIBUNG**

*Diese Liste der vom Anmelder aufgeführten Dokumente wurde automatisiert erzeugt und ist ausschließlich zur besseren Information des Lesers aufgenommen. Die Liste ist nicht Bestandteil der deutschen Patent- bzw. Gebrauchsmusteranmeldung. Das DPMA übernimmt keinerlei Haftung für etwaige Fehler oder Auslassungen.*

**Zitierte Patentliteratur**

- DE 102008014213 A1 [0003]
- DE 29612387 U1 [0004]

### Patentansprüche

1. Hochlegierter Stahl, insbesondere zur Herstellung von mit Innenhochdruck umgeformten Rohren mit hohem Kaltumformvermögen, mit folgender chemischen Zusammensetzung (in Gew.-%):

Cr: 7 bis 20

Mn: 2 bis 9

Ni: bis zu 9

C: 0,005 bis 0,4

N: 0,002 bis 0,3

Rest Eisen einschließlich unvermeidbarer stahlbegleitender Elemente, mit optionaler Zulegierung folgender Elemente (in Gew.-%):

Al: 0 bis 3

Si: 0 bis 2

Mo: 0,01 bis 3

Cu: 0,005 bis 4

V: 0 bis 2

Nb: 0 bis 2

Ti: 0 bis 2

Sb: 0 bis 0,5

B: 0 bis 0,5

Co: 0 bis 5

W: 0 bis 3

Zr: 0 bis 2

Ca: 0 bis 0,1

P: 0 bis 0,6

S: 0 bis 0,2

2. Stahl nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet**, dass der Stahl (in Gew.-%) enthält:

Cr: 10 bis 18

Ni: 2 bis 6

3. Stahl nach Anspruch 1 und 2, **dadurch gekennzeichnet**, dass der Cr-Gehalt 12 bis 17 Gew.-% beträgt.

4. Stahl nach den Ansprüchen 1 bis 3, **dadurch gekennzeichnet**, dass der Mn-Gehalt 2 bis 7 Gew.-% beträgt.

5. Stahl nach den Ansprüchen 1 bis 4, **dadurch gekennzeichnet**, dass der Ni-Gehalt 0,5 bis 5 Gew.-% beträgt.

6. Stahl nach den Ansprüchen 1 bis 5, **dadurch gekennzeichnet**, dass der Stahl mindestens eines oder mehrere der Legierungselemente V, Nb oder Mo mit einem Mindestgehalt von 0,005 Gew.-% enthält, wobei die Summe dieser drei Legierungselemente < 5 Gew.-% beträgt.

7. Stahl nach den Ansprüchen 1 bis 6, **dadurch gekennzeichnet**, dass der Stahl Ti in Gehalten von 0,005 bis 2 Gew.-% enthält und der Gehalt an N < 300 ppm beträgt.

8. Stahl nach den Ansprüchen 1 bis 7, **dadurch gekennzeichnet**, dass der Stahl Al in Gehalten von 0,05 bis 3 Gew.-% enthält, wobei der Gehalt an N < 300 ppm beträgt.

9. Stahl nach den Ansprüchen 1 bis 8, **dadurch gekennzeichnet**, dass der Stahl Si in Gehalten von 0,03 bis 2 Gew.-% enthält.

10. Stahl nach den Ansprüchen 1 bis 9, **dadurch gekennzeichnet**, dass der Stahl Cu in Gehalten von 0,05 bis 4 Gew.-% enthält.

11. Stahl nach den Ansprüchen 1 bis 10, **dadurch gekennzeichnet**, dass der Stahl Sb in Gehalten von 0,005 bis 0,5 Gew.-% enthält.

12. Stahl nach den Ansprüchen 1 bis 11, **dadurch gekennzeichnet**, dass der Stahl B in Gehalten von 0,0002 bis 0,5 Gew.-% enthält.

13. Stahl nach den Ansprüchen 1 bis 12, **dadurch gekennzeichnet**, dass der Stahl Co in Gehalten von 0,05 bis 5 Gew.-% enthält.

14. Stahl nach den Ansprüchen 1 bis 13, **dadurch gekennzeichnet**, dass der Stahl W in Gehalten von 0,005 bis 3 Gew.-% enthält.

15. Stahl nach den Ansprüchen 1 bis 14, **dadurch gekennzeichnet**, dass der Stahl Zr in Gehalten von 0,005 bis 2 Gew.-% enthält.

16. Stahl nach den Ansprüchen 1 bis 15, **dadurch gekennzeichnet**, dass der Stahl Ca in Gehalten von 0,0005 bis 0,1 Gew.-% enthält.

17. Stahl nach den Ansprüchen 1 bis 16, **dadurch gekennzeichnet**, dass der Stahl P in Gehalten von 0,008 bis 0,6 Gew.-% enthält.

18. Stahl nach den Ansprüchen 1 bis 17, **dadurch gekennzeichnet**, dass der Stahl S in Gehalten von 0,01 bis 0,2 Gew.-% enthält.

19. Verfahren zur Herstellung von mit Innenhochdruck umgeformten Rohren aus einem hochlegierten Stahl nach einem der Ansprüche 1 bis 18, umfassend die Arbeitsschritte:

– Erschmelzen einer Stahlschmelze mit folgender chemischen Zusammensetzung (in Gew.-%)

Cr: 7 bis 20

Mn: 2 bis 9

Ni: bis zu 9

C: 0,005 bis 0,4

N: 0,002 bis 0,3

Rest Eisen einschließlich unvermeidbarer stahlbegleitender Elemente, mit optionaler Zulegierung folgender Elemente (in Gew.-%):

Al: 0 bis 3,

Si: 0 bis 2  
 Mo: 0,01 bis 3  
 Cu: 0,005 bis 4  
 V: 0 bis 2  
 Nb: 0 bis 2  
 Ti: 0 bis 2  
 Sb: 0 bis 0,5  
 B: 0 bis 0,5  
 Co: 0 bis 5  
 W: 0 bis 3  
 Zr: 0 bis 2  
 Ca: 0 bis 0,1  
 P: 0 bis 0,6  
 S: 0 bis 0,2

- Herstellen eines Vorbandes mittels eines endabmessungsnahen horizontalen oder vertikalen Gießverfahrens oder Herstellen von Brammen mittels eines horizontalen oder vertikalen Brammen- oder Dünnbrammengießverfahrens,
- Herstellen eines Warmbandes durch Warmwalzen des Vorbandes mit einer Dicke größer oder gleich 2 mm oder durch Warmwalzen der Bramme,
- Optionales Kaltwalzen des Warmbandes oder Kaltwalzen des Vorbandes mit einer Dicke kleiner als 2 mm,
- Einformen des Warm- oder Kaltbandes und Verschweißen zu einem Rohr und
- Innenhochdruckumformen des Rohres mittels eines Wirkmediums und das Wirkmedium auf oberhalb Raumtemperatur (RT) bis 500 °C temperiert wurde.

20. Verfahren nach Anspruch 19, **dadurch gekennzeichnet**, dass als endabmessungsnahes Gießverfahren das horizontale Bandgießen oder das vertikale Bandgießen verwendet werden, wobei Banddicken des Vorbandes von 1 bis 30 mm, vorteilhaft 1 bis 20 mm, erzeugt werden.

21. Verfahren nach Anspruch 19 oder 20, **dadurch gekennzeichnet**, dass das gegossene Vorband oder die Bramme warmgewalzt wird, wobei die Warmwalzstarttemperatur mindestens 900 bis 1200 °C und die Endwalztemperatur mindestens 650 °C beträgt.

22. Verfahren nach einem der Ansprüche 19 bis 21, **dadurch gekennzeichnet**, dass das Warmwalzen des endabmessungsnah erzeugten Vorbands mit maximal 6 Walzstichen, vorteilhaft mit 2 bis 4 Walzstichen, durchgeführt wird.

23. Verfahren nach einem der Ansprüche 19 bis 22, **dadurch gekennzeichnet**, dass das Warm- oder kaltgewalzte Band vom Coil abgewickelt und zu Tafeln geschnitten wird.

24. Verfahren nach einem der Ansprüche 19 bis 23, **dadurch gekennzeichnet**, dass das Warmband nach dem Walzen eine Dicke von 1,5 mm bis 15 mm und das kaltgewalzte Band eine Dicke von 0,2 bis 12 mm aufweist.

25. Verfahren nach einem der Ansprüche 19 bis 24, **dadurch gekennzeichnet**, dass das Innenhochdruckumformen des Rohres mittels eines Wirkmediums erfolgt und das Wirkmedium auf 40 bis 300 °C temperiert wurde.

26. Verfahren nach Anspruch 25, **dadurch gekennzeichnet**, dass das Innenhochdruckumformen des Rohres mittels eines Wirkmediums erfolgt und das Wirkmedium auf 80 bis 240 °C temperiert wurde.

27. Verfahren nach den Ansprüche 19 bis 26, **dadurch gekennzeichnet**, dass das Verschweißen des Rohres mittels Hochfrequenz-Induktionsschweißen oder Laserschweißen erfolgt.

Es folgen keine Zeichnungen