



(11)

EP 3 535 431 B1

(12)

EUROPÄISCHE PATENTSCHRIFT

(45) Veröffentlichungstag und Bekanntmachung des Hinweises auf die Patenterteilung:
09.06.2021 Patentblatt 2021/23

(21) Anmeldenummer: **17798132.1**

(22) Anmeldetag: **27.10.2017**

(51) Int Cl.:

C22C 38/00 <small>(2006.01)</small>	C21D 1/26 <small>(2006.01)</small>
C22C 38/20 <small>(2006.01)</small>	C22C 38/22 <small>(2006.01)</small>
C22C 38/30 <small>(2006.01)</small>	C21D 8/02 <small>(2006.01)</small>
C22C 38/04 <small>(2006.01)</small>	C22C 38/08 <small>(2006.01)</small>
C22C 38/10 <small>(2006.01)</small>	C22C 38/12 <small>(2006.01)</small>
C22C 38/14 <small>(2006.01)</small>	C22C 38/16 <small>(2006.01)</small>
C22C 38/18 <small>(2006.01)</small>	C22C 38/06 <small>(2006.01)</small>
C22C 38/02 <small>(2006.01)</small>	C21D 6/00 <small>(2006.01)</small>
B21C 37/08 <small>(2006.01)</small>	B21C 37/12 <small>(2006.01)</small>
C21D 9/46 <small>(2006.01)</small>	C21D 9/08 <small>(2006.01)</small>
C21D 8/10 <small>(2006.01)</small>	

(86) Internationale Anmeldenummer:
PCT/EP2017/077628

(87) Internationale Veröffentlichungsnummer:
WO 2018/083035 (11.05.2018 Gazette 2018/19)

(54) **MITTELMANGANSTAHLPRODUKT ZUM TIEFTEMPERATUREINSATZ UND VERFAHREN ZU SEINER HERSTELLUNG**

STEEL PRODUCT WITH AN INTERMEDIATE MANGANESE CONTENT FOR LOW TEMPERATURE APPLICATION AND PRODUCTION METHOD THEREOF

PRODUIT D'ACIER À TENEUR EN MANGANÈSE INTERMÉDIAIRE POUR APPLICATION À BASSE TEMPÉRATURE ET SON PROCÉDÉ DE FABRICATION

(84) Benannte Vertragsstaaten:
AL AT BE BG CH CY CZ DE DK EE ES FI FR GB GR HR HU IE IS IT LI LT LU LV MC MK MT NL NO PL PT RO RS SE SI SK SM TR

(30) Priorität: **02.11.2016 DE 102016120895**

(43) Veröffentlichungstag der Anmeldung:
11.09.2019 Patentblatt 2019/37

(73) Patentinhaber: **Salzgitter Flachstahl GmbH**
38239 Salzgitter (DE)

(72) Erfinder:
• **PALZER, Peter**
47251 Duisburg (DE)
• **OTTO, Manuel**
47251 Duisburg (DE)
• **KÖHLER, Kai**
47251 Duisburg (DE)

• **EVERTZ, Thomas**
47251 Duisburg (DE)

(74) Vertreter: **Moser Götze & Partner Patentanwälte mbB**
Paul-Klinger-Strasse 9
45127 Essen (DE)

(56) Entgegenhaltungen:
EP-A1- 3 473 740 EP-A2- 2 383 353
EP-A2- 2 641 987 CN-A- 103 422 017
US-A- 4 257 808

• **AUTORENKOLLEKTIV: "Spurenelemente im Stahl - Möglichkeiten zur Beeinflussung im Smelzbetrieb", SPURENELEMENTE IN STAHELEN, VERLAG STAHLISEN, DUESSELDORF, DE, 1 January 1985 (1985-01-01), pages 19-22, XP002433212,**

EP 3 535 431 B1

Anmerkung: Innerhalb von neun Monaten nach Bekanntmachung des Hinweises auf die Erteilung des europäischen Patents im Europäischen Patentblatt kann jedermann nach Maßgabe der Ausführungsordnung beim Europäischen Patentamt gegen dieses Patent Einspruch einlegen. Der Einspruch gilt erst als eingelegt, wenn die Einspruchsgebühr entrichtet worden ist. (Art. 99(1) Europäisches Patentübereinkommen).

Beschreibung

[0001] Die Erfindung betrifft ein mittelmanganhaltiges Stahlprodukt zum Einsatz bei tiefen Temperaturen und ein Verfahren zu seiner Herstellung in Form eines Stahlflachproduktes oder eines nahtlosen Rohres.

[0002] Insbesondere betrifft die Erfindung die Herstellung eines Stahlproduktes aus einem mittelmanganhaltigen Stahl mit hervorragender Tieftemperaturzähigkeit und/oder hoher Festigkeit, für den Einsatz in Temperaturbereichen bis mindestens minus 196 °C, welcher optional einen TRIP (TRansformation Induced Plasticity)- und/oder TWIP (TWinning Induced Plasticity)-Effekt aufweist. Als Stahlprodukte werden im Folgenden insbesondere Stahlflachprodukte wie Stahlbänder (warm- oder kaltgewalzt) oder Grobbleche sowie daraus hergestellte, geschweißte Rohre aber auch nahtlose Rohre verstanden.

[0003] Aus der europäischen Offenlegungsschrift EP 2 641 987 A2 sind ein mittelmanganhaltiger hochfester Stahl und ein Verfahren zur Herstellung dieses Stahls bekannt. Der Stahl weist eine Kerbschlagzähigkeit von 70 J bei -196 °C auf und besteht aus den Elementen (Gehalte in Gewichts-% und bezogen auf die Stahlschmelze): C: 0,01 bis 0,06; Mn: 2,0 bis 8,0; Ni: 0,01 bis 6,0; Mo: 0,02 bis 0,6; Si: 0,03 bis zu 0,5; Al: 0,003 bis 0,05; N: 0,0015 bis 0,01; P: bis zu 0,02; S: bis zu 0,01; sowie Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen. Dieser Stahl soll sich dadurch auszeichnen, dass dieser kostengünstiger herzustellen ist als die bislang für diesen Einsatzzweck verwendeten bis zu 9 Gewichts-% Nickel enthaltenden Stähle. Ein Verfahren zur Herstellung eines Stahlflachproduktes aus dem vorbeschriebenen höherfesten mittelmanganhaltigen Stahl, umfasst die folgenden Arbeitsschritte: - Aufheizen einer Stahlbramme auf eine Temperatur von 1000 °C bis 1250 °C, - Walzen der Bramme mit einer Walzendtemperatur von 950°C oder weniger mit einer Reduktionsrate (Walzgrad) von 40 % oder weniger, - Kühlen des gewalzten Stahls auf eine Temperatur von 400°C oder weniger mit einer Kühlrate von 2 °K/s oder mehr, - und im Anschluss an das Kühlen Anlassen des Stahls für 0,5 bis 4 Stunden bei einer Temperatur zwischen 550 °C und 650 °C. Das Gefüge des Stahls weist als Hauptphase Martensit und 3 bis 15 Vol.-% Restaustenit auf.

[0004] In der US-Patentschrift 5,256,219 wird ein mittelmanganhaltiger Stahl für ein Türverstärkerrohr offenbart, der neben Eisen die folgenden Elemente enthält: C: 0,15 bis 0,25%; Mn: 3,4 bis 6,1%; P: max. 0,03%; S: max. 0,03%; Si: max. 0,6 %; Al: 0,05%; Ni, Cr, Mo: 0 bis 1%; V: 0 bis 0,15%. Eine Gefügezusammensetzung des Stahls wird nicht beschrieben.

[0005] Die US-Patentschrift 5,310,431 offenbart einen korrosionsfesten, martensitischen Stahl, der neben Eisen und Verunreinigungen die folgenden Elemente enthält: C: 0,05 bis 0,15%; Cr: 2 bis 15%; Co: 0,1 bis 10%; Ni: 0,1 bis 4%, Mo: 0,1 bis 2%; Ti: 0,1 bis 0,75%; B: < 0,1%; N: < 0,02%. Daneben kann der beschriebene Stahl auch beispielsweise < 5% Mn enthalten.

[0006] Die US-Patentschrift 4,257,808 offenbart einen niedrigmanganhaltigen Stahl für die Tieftemperaturanwendung, in dessen Zusammensetzung auf Nickel gänzlich verzichtet wird.

[0007] Die chinesische Patentanmeldung CN 103 422 017 A beschreibt ebenfalls eine Stahlzusammensetzung für Stahlrohre mit Einsatz im Tieftemperaturbereich, wobei die Zusammensetzung enthält (in Gew.-%): C: 0,02-0,13; Si: 0,15-0,4; Mn: 0,2-0,9; P: ≤ 0,012; S≤0,007; N≤0,012; Mo: 0,008-0,12; Ni: 8,5-9,6 mit Rest Eisen einschließlich Verunreinigungen.

[0008] Aus der Offenlegungsschrift US 2014/0230971 A1 ist ein hochfestes Stahlblech mit exzellenten Verformungseigenschaften sowie ein Verfahren zu dessen Herstellung bekannt. Neben Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen besteht das Stahlblech aus den folgenden Elementen (in Gew.-%): C: 0,03 bis 0,35; Si: 0,5 bis 3; Mn: 3,5 bis 10; P: < 0,1; S: < 0,01; N: < 0,08. Eine Mikrostruktur wird mit mehr als 30% Ferrit und mehr als 10% Rest-Austenit angegeben.

[0009] Auch die Offenlegungsschrift WO 2006/011503 A1 beschreibt ein Stahlblech, dessen chemische Zusammensetzung in Gew.-% wie folgt angegeben ist: C: 0,0005 bis 0,3; Si: < 2,5; Mn: 2,7 bis 5; P: < 0,15; S: < 0,015; Mo: 0,15 bis 1,5; B: 0,0006 bis 0,01; Al: < 0,15 sowie Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen. Kennzeichnend für ein derartiges Stahlband ist ein hoher Elastizitätsmodul von größer 230 Gpa in Walzrichtung.

[0010] Die europäische Offenlegungsschrift EP 2 055 797 A1 betrifft eine ferromagnetische, Eisen-basierte Legierung dessen Zusammensetzung eines oder mehrere der folgenden Elemente in Gew.-% enthält: Al: 0,01 bis 11; Si: 0,01 bis 7; Cr: 0,01 bis 26 sowie Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen. Optional kann die Legierung auch 0,01 bis 5 Gew.-% Mn sowie weitere Elemente enthalten.

[0011] Ferner sind in der deutschen Offenlegungsschrift DE 10 2012 013 113 A1 bereits sogenannte TRIP-Stähle beschrieben, die ein überwiegend ferritisches Grundgefüge mit eingelagertem Restaustenit aufweisen, der während einer Umformung zu Martensit umwandeln kann (TRIP-Effekt). Wegen seiner starken Kaltverfestigung erreicht der TRIP-Stahl hohe Werte der Gleichmaßdehnung und Zugfestigkeit. Zum Einsatz kommen TRIP-Stähle u. a. in Struktur-, Fahrwerks- und crashrelevanten Bauteilen von Fahrzeugen als Blechplatinen sowie als geschweißte Platinen.

[0012] Des Weiteren sind aus der Offenlegungsschrift WO 2005/061152 A1 Warmbänder aus TRIP/TWIP-Stählen mit Mangan-Gehalten von 9 bis 30 Gewichts-% bekannt, wobei die Schmelze über eine horizontale Bandgießanlage zu einem Vorband zwischen 6 und 15 mm vergossen und anschließend zu einem Warmband ausgewalzt wird.

[0013] Hiervon ausgehend liegt der vorliegenden Erfindung die Aufgabe zu Grunde, ein Stahlprodukt aus einem

manganhaltigen Stahl anzugeben, welches kostengünstig herstellbar ist und eine vorteilhafte Kombination von Festigkeits- und Dehnungseigenschaften bei tiefen Temperaturen sowie optional einen TRIP- und/oder TWIP-Effekt aufweist. Des Weiteren soll ein Verfahren zur Herstellung eines solchen Stahlproduktes angegeben werden.

[0014] Diese Aufgabe wird durch ein erfindungsgemäßes Stahlprodukt mit den Merkmalen der Ansprüche 1 bis 3 gelöst. Vorteilhafte Ausgestaltungen der Erfindung sind in den Unteransprüchen angegeben. Ein erfindungsgemäßes Verfahren zur Herstellung eines solchen Stahlproduktes wird mit den Merkmalen des Anspruchs 9 oder 13 und dessen Unteransprüchen angegeben.

[0015] Außerdem ist die Herstellung dieses erfindungsgemäßen manganhaltigen Stahlproduktes mit mittlerem Mangangehalt (medium manganese steel) auf der Basis der Legierungselemente C, Mn, Al, Mo und Si kostengünstig, da auf eine erhöhte Zugabe von Nickel von bis zu 9 Gewichts-% zur Erreichung der Tieftemperaturzähigkeit im Allgemeinen verzichtet werden kann. Das erfindungsgemäße Stahlprodukt weist auch bei tiefen Temperaturen bis mindestens - 196 °C einen stabilen Austenitanteil auf, welcher frühestens bei einer Verformung bei tiefen Temperaturen umwandelt, sonst jedoch metastabil bis stabil vorliegt. Dieser bei den tiefen Temperaturen vorliegende Austenitanteil von mindestens 2 Vol-% verbessert die Tieftemperaturzähigkeit und damit die Dehnungseigenschaften.

[0016] Vorteilhaft kann das erfindungsgemäße Stahlprodukt als Substitut für hoch-Ni-haltige Stähle bei Tieftemperaturanwendungen eingesetzt werden, wie zum Beispiel in den Bereichen Schiffsbau, Kesselbau/Behälterbau, Baumaschinen, Transportfahrzeuge, Kranbau, Bergbau, Maschinen- und Anlagenbau, Kraftwerksindustrie, Ölfeld-Rohre, Petrochemie, Windkraftanlagen, Druckrohrleitungen, Präzisionsrohre, Rohre allgemein und zur Substitution hochlegierter Stähle, insbesondere Cr-, CrN, CrMnN-, CrNi-, CrMnNi-Stähle.

[0017] Die optional zulegierten Elemente weisen vorteilhaft folgende Gehalte in Gewichts-% auf: Ti: 0,002 bis 0,5; V: 0,006 bis 0,1; Cr: 0,05 bis 4; Cu: 0,05 bis 2; Nb: 0,003 bis 0,1; B: 0,0005 bis 0,014; Co: 0,003 bis 3; W: 0,03 bis 2; Zr: 0,03 bis 1; Ca: < 0,004 und Sn: < 0,5

[0018] Das erfindungsgemäße Stahlprodukt, insbesondere in Form eines nahtlosen Rohres, weist ein mehrphasiges Gefüge, bestehend aus 2 bis 90 Vol.-%, vorzugsweise bis 80 Vol.-% beziehungsweise bis 70 Vol.-% Austenit, weniger als 40 Vol.-%, vorzugsweise weniger als 20 Vol.-% Ferrit und/oder Bainit und Rest Martensit beziehungsweise angelassenen Martensit und optional einen TRIP- und/oder TWIP-Effekt auf. Ein Teil des Martensits liegt als angelassener Martensit vor und ein Teil des Austenits von bis zu 90 % kann in Form von Glüh- oder Verformungszwillingen vorliegen. Der Stahl kann optional sowohl einen TRIP- als auch einen TWIP-Effekt aufweisen, wobei ein Teil des Austenits während einer nachfolgenden Verformung/ Einformung/ Verarbeitung des Stahlbandes in Martensit umwandeln kann, wobei mindestens 20 % des ursprünglichen Austenits erhalten bleiben müssen, um die Tieftemperatureigenschaften zu gewährleisten.

[0019] Das erfindungsgemäße Stahlprodukt zeichnet sich außerdem durch einen erhöhten Widerstand gegenüber verzögerter Rissbildung (delayed fracture) und gegenüber Wasserstoffversprödung (hydrogen embrittlement) aus. Dies wird vorwiegend durch eine Ausscheidung von Molybdänkarbid erreicht, welches als Wasserstofffalle (trap) fungiert. Zudem weist der Stahl einen hohen Widerstand gegenüber Flüssigmetallversprödung (LME) beim Schweißen auf.

[0020] Die Verwendung des Begriffs "bis" in der Definition der Gehaltsbereiche, wie beispielsweise 0,01 bis 1 Gewichts-%, bedeutet, dass die Eckwerte - im Beispiel 0,01 und 1 - mit eingeschlossen sind.

[0021] Der erfindungsgemäße Stahl eignet sich insbesondere zur Erzeugung von Grobblech oder von Warm- und Kaltband sowie geschweißten und nahtlosen Rohren, welche mit metallischen oder nichtmetallischen, organischen oder sonstigen anorganischen Überzügen versehen werden können.

[0022] In vorteilhafter Weise weist das Stahlprodukt bei Raumtemperatur eine Dehngrenze Rp0,2 von 450 bis 1150 MPa, eine Zugfestigkeit Rm von 500 bis 2100 MPa und eine Bruchdehnung A50 von mehr als 6 % bis 45 % auf, wobei höheren Zugfestigkeiten tendenziell geringere Bruchdehnungen und umgekehrt zuzuordnen sind. Für die Bruchdehnungsuntersuchungen mit Zugversuch wurde gemäß DIN 50 125 eine Flachprobe mit einer Anfangsmeßlänge A50 verwendet.

[0023] Legierungselemente werden dem Stahl in der Regel zugegeben, um gezielt bestimmte Eigenschaften zu beeinflussen. Dabei kann ein Legierungselement in verschiedenen Stählen unterschiedliche Eigenschaften beeinflussen. Die Wirkung und Wechselwirkung hängt im Allgemeinen erheblich von der Menge, der Anwesenheit weiterer Legierungselemente und dem Lösungszustand im Werkstoff ab. Die Zusammenhänge sind vielseitig und komplex. Im Folgenden soll auf die Wirkung der Legierungselemente in der erfindungsgemäßen Legierung näher eingegangen werden. Nachfolgend werden die positiven Effekte der erfindungsgemäß verwendeten Legierungselemente beschrieben: Kohlenstoff C: C wird benötigt zur Bildung von Karbiden, stabilisiert den Austenit und erhöht die Festigkeit. Höhere Gehalte an C verschlechtern die Schweißseigenschaften und führen zur Verschlechterung der Dehnungs- und Zähigkeitseigenschaften, weshalb ein maximaler Gehalt von weniger als 0,3 Gewichts-% festgelegt wird. Um eine feine Ausscheidung von Karbiden zu erreichen, ist eine Mindestzugabe von 0,01 Gewichts-% erforderlich. Für eine optimale Kombination aus mechanischen Eigenschaften und der Schweißbarkeit wird der C-Gehalt vorteilhaft auf 0,03 bis 0,15 Gewichts-% festgelegt.

[0024] Mangan Mn: Mn stabilisiert den Austenit, erhöht die Festigkeit und die Zähigkeit und ermöglicht optional eine

verformungsinduzierte Martensit- und/oder Zwillingsbildung in der erfindungsgemäßen Legierung. Gehalte kleiner 4 Gewichts-% sind nicht ausreichend zur Stabilisierung des Austenits und verschlechtern somit die Dehnungseigenschaften, während bei Gehalten von 10 Gewichts-% und mehr der Austenit zu stark stabilisiert wird, somit die verformungsinduzierten Mechanismen TRIP- und TWIP- Effekt nicht ausreichend wirksam werden und dadurch die Festigkeitseigenschaften, insbesondere die 0,2 % Dehngrenze, verringert werden. Für den erfindungsgemäßen Manganstahl mit mittleren Mangangehalten wird ein Bereich von 4 bis < 8 Gewichts-% bevorzugt.

[0025] Aluminium Al: Al dient zur Desoxidation der Schmelze. Ein Al-Gehalt von 0,003 Gewichts-% und mehr dient zur Desoxidation der Schmelze. Hierdurch entsteht ein höherer Aufwand beim Vergießen. Al-Gehalte von mehr als 0,03 Gewichts-% desoxidieren die Schmelze vollständig, beeinflussen das Umwandlungsverhalten und verbessern die Festigkeits- und Dehnungseigenschaften. Gehalte an Al von mehr als 2,9 Gewichts-% verschlechtern die Dehnungseigenschaften. Auch verschlechtern höhere Al-Gehalte das Gießverhalten im Strangguss deutlich. Daher wird ein maximaler Gehalt von 2,9 Gewichts-% und ein minimaler Gehalt von mehr als 0,003 Gewichts-% festgelegt. Bevorzugt aber weist der Stahl einen Al-Gehalt von 0,03 bis 0,4 Gewichts-% auf.

[0026] Des Weiteren sollte optional bei Gehalten an Ni > 0,01 Gewichts-% für die Summe aus C und Al ein Mindestgehalt (in Gewichts-%) von mehr als 0,11 und weniger als 3 eingehalten werden, wodurch die Festigkeit des Austenits insbesondere durch C erhöht, jedoch die Ausscheidung unerwünscht grober Karbide durch Al unterdrückt wird. Ein Gehalt an C + Al von 3 Gewichts-% und mehr verschlechtert die Festigkeitseigenschaften und erschwert die Herstellung. Bei Summengenhalten von C + Al von 0,11 Gewichts-% oder weniger können Zugfestigkeiten von > 1200 MPa nach der abschließenden Wärmebehandlung mit der angegebenen Legierung nicht erreicht werden.

[0027] Silizium Si: Die Zugabe von Si in Gehalten von mehr als 0,02 Gewichts-% behindert die Kohlenstoffdiffusion, verringert die spezifische Dichte und erhöht die Festigkeit und die Dehnungs- sowie Zähigkeitseigenschaften. Des Weiteren konnte eine Verbesserung der Kaltwalzbarkeit durch Zulegieren von Si beobachtet werden. Gehalte von mehr als 0,8 Gewichts-% führen zu einer Versprödung des Werkstoffs und beeinflussen die Warm- und Kaltwalzbarkeit sowie die Beschichtbarkeit, beispielsweise durch Verzinken, negativ. Daher wird ein maximaler Gehalt von 0,8 Gewichts-% und ein minimaler Gehalt von 0,02 Gewichts-% festgelegt. Als optimal haben sich Gehalte von 0,08 bis 0,3 Gewichts-% herausgestellt.

[0028] Molybdän Mo: Mo wirkt als Karbidbildner, erhöht die Festigkeit und erhöht den Widerstand gegenüber wasserstoffinduzierter verzögerter Rissbildung und Wasserstoffversprödung. Gehalte an Mo von über 0,8 Gewichts-% verschlechtern die Dehnungseigenschaften, weshalb ein Maximalgehalt von 0,8 Gewichts-% und ein für eine ausreichende Wirksamkeit erforderliche Minimalgehalt von 0,01 Gewichts-% festgelegt wird. Als vorteilhaft in Bezug auf eine Festigkeitssteigerung in Kombination mit möglichst geringen Kosten hat sich ein Gehalt an Mo von 0,1 bis 0,5 Gewichts-% erwiesen.

[0029] Phosphor P: P ist ein Spuren- oder Begleitelement aus dem Eisenerz und wird im Eisengitter als Substitutionsatom gelöst. Phosphor steigert durch Mischkristallverfestigung die Härte und verbessert die Härtebarkeit. Es wird allerdings in der Regel versucht, den Phosphorgehalt soweit wie möglich abzusenken, da er unter anderem durch seine geringe Diffusionsgeschwindigkeit stark seigerungsanfällig ist und im hohen Maße die Zähigkeit vermindert. Durch die Anlagerung von Phosphor an den Korngrenzen können Risse entlang der Korngrenzen beim Warmwalzen auftreten. Zudem setzt Phosphor die Übergangstemperatur von zähem zu sprödem Verhalten um bis zu 300 °C herauf. Aus vorgenannten Gründen ist der Phosphorgehalt auf Werte kleiner 0,04 Gewichts-% begrenzt.

[0030] Schwefel S: S ist wie Phosphor als Spuren- oder Begleitelement im Eisenerz gebunden oder wird bei der Erzeugung über die Hochofenroute durch Koks eingetragen. Er ist im Stahl im Allgemeinen unerwünscht, da er zu starker Seigerung neigt und stark versprödend wirkt, wodurch die Dehnungs- und Zähigkeitseigenschaften verschlechtert werden. Es wird daher versucht, möglichst geringe Mengen an Schwefel in der Schmelze zu erreichen (z. B. durch eine Tiefentschwefelung). Aus vorgenannten Gründen ist der Schwefelgehalt auf Werte kleiner 0,02 Gewichts-% begrenzt.

[0031] Stickstoff N: N ist ebenfalls ein Begleitelement aus der Stahlherstellung. Er verbessert im gelösten Zustand bei höher manganhaltigen Stählen mit größer oder gleich 4% Gewichts-% Mn die Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften. Niedriger Mn-legierte Stähle mit weniger als 4 Gewichts-% neigen in Gegenwart von freiem Stickstoff zu einem starken Alterungseffekt. Der Stickstoff diffundiert schon bei geringen Temperaturen an Versetzungen und blockiert diese. Er bewirkt damit einen Festigkeitsanstieg verbunden mit einem rapiden Zähigkeitsverlust. Ein Abbinden des Stickstoffes in Form von Nitriden ist beispielsweise durch Zulegieren von Aluminium und/oder Titan sowie Nb, V, B möglich, wobei sich insbesondere Aluminiumnitride negativ auf die Umformeigenschaften der erfindungsgemäßen Legierung auswirken. Aus vorgenannten Gründen ist der Stickstoffgehalt auf weniger als 0,02 Gewichts-% begrenzt.

[0032] Titan Ti: Bei optionaler Zugabe wirkt Ti als Karbidbildner kornfeinend, wodurch gleichzeitig die Festigkeit, Zähigkeit und Dehnungseigenschaften verbessert werden. Des Weiteren vermindert Ti die interkristalline Korrosion. Gehalte an Ti von über 0,5 Gewichts-% verschlechtern die Dehnungseigenschaften, weshalb ein Maximalgehalt an Ti von 0,5 Gewichts-% festgelegt wird. Optional wird ein Mindestgehalt von 0,002 festgelegt, um Stickstoff mit Ti vorteilhaft auszuschneiden.

[0033] Vanadium V: Bei optionaler Zugabe wirkt V als Karbidbildner kornfeinend, wodurch gleichzeitig die Festigkeit,

Zähigkeit und Dehnungseigenschaften verbessert werden. Gehalte an V von über 0,1 Gewichts-% ergeben keine weiteren Vorteile, weshalb ein Maximalgehalt von 0,1 Gewichts-% festgelegt wird. Optional wird ein Mindestgehalt von 0,006 Gewichts-% festgelegt, welcher für eine Ausscheidung feinsten Karbide notwendig ist.

[0034] Chrom Cr: Bei optionaler Zugabe steigert Cr die Festigkeit und verringert die Korrosionsrate, verzögert die Ferrit- und Perlitbildung und bildet Karbide. Der maximale Gehalt wird mit 4 Gewichts-% festgelegt, da höhere Gehalte eine Verschlechterung der Dehnungseigenschaften zur Folge haben. Ein für die Wirksamkeit minimaler Cr-Gehalt wird mit 0,05 Gewichts-% festgelegt.

[0035] Nickel Ni: Die Zugabe von mindestens 0,01 Gewichts-% Nickel bewirkt eine Stabilisierung des Austenits insbesondere bei tieferen Temperaturen und verbessert die Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften und vermindert die Karbidbildung. Der maximale Gehalt wird hierbei aus Kostengründen auf 3 Gewichts-% festgelegt. Als besonders wirtschaftlich hat sich ein Maximalgehalt an Ni von 1 Gewichts-% herausgestellt.

[0036] Ein besonders kostengünstiges Legierungssystem kann erreicht werden, wenn in Kombination mit Mangan folgende Bedingung erfüllt ist: $6 < 1,5 \text{ Mn} + \text{Ni} < 8$.

[0037] Kupfer Cu: Cu verringert die Korrosionsrate und steigert die Festigkeit. Gehalte von größer 2 Gewichts-% verschlechtern die Herstellbarkeit durch Bildung niedrig schmelzender Phasen beim Vergießen und Warmwalzen weshalb ein Maximalgehalt von 2 Gewichts-% festgelegt wird. Um eine festigkeitssteigernde Wirkung durch Cu zu erreichen, wird ein Minimum von 0,05 Gewichts-% festgelegt.

[0038] Niob Nb: Bei optionaler Zugabe wirkt Nb als Karbidbildner kornfeinend, wodurch gleichzeitig die Festigkeit, Zähigkeit und Dehnungseigenschaften verbessert werden. Gehalte an Nb von über 0,1 Gewichts-% ergeben keine weiteren Vorteile, weshalb ein Maximalgehalt von 0,1 Gewichts-% festgelegt wird. Optional wird ein Mindestgehalt von 0,003 Gewichts-% festgelegt, welcher für eine Ausscheidung feinsten Karbide notwendig ist.

[0039] Bor B: B verzögert die Austenitumwandlung, verbessert die Warmumformeigenschaften von Stählen und erhöht die Festigkeit bei Raumtemperatur. Es entfaltet seine Wirkung bereits bei sehr geringen Legierungsgehalten. Gehalte oberhalb 0,008 Gewichts-% verschlechtern die Dehnungs- und Zähigkeitseigenschaften zunehmend, weshalb der Maximalgehalt auf 0,014 Gewichts-% festgelegt wird. Optional wird ein Minimalgehalt von 0,0005 Gewichts-% festgelegt, um die festigkeitssteigernde Wirkung von Bor vorteilhaft zu nutzen.

[0040] Kobalt Co: Co erhöht die Festigkeit des Stahls und stabilisiert den Austenit. Gehalte von über 3 Gewichts-% verschlechtern die Dehnungseigenschaften, weshalb optional ein Maximalgehalt von 3 Gewichts-% festgelegt wird. Bevorzugt wird ein optionaler Mindestgehalt von 0,003 Gewichts-% vorgesehen, welcher neben den Festigkeitseigenschaften insbesondere die Austenitstabilität vorteilhaft beeinflusst.

[0041] Wolfram W: W wirkt als Karbidbildner und erhöht die Festigkeit. Gehalte an W von über 2 Gewichts-% verschlechtern die Dehnungseigenschaften, weshalb ein Maximalgehalt von 2 Gewichts-% W festgelegt wird. Zur wirksamen Ausscheidung von Karbiden wird ein optionaler Minimalgehalt von 0,03 Gewichts-% festgelegt.

[0042] Zirkonium Zr: Zr wirkt als Karbidbildner und verbessert die Festigkeit. Gehalte an Zr von über 1 Gew-% verschlechtern die Dehnungseigenschaften, weshalb ein Maximalgehalt von 1 Gewichts-% festgelegt wird. Um eine Ausscheidung von Karbiden zu ermöglichen, wird ein optionaler Minimalgehalt von 0,03 Gewichts-% festgelegt.

[0043] Kalzium Ca: Ca 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. Des Weiteren verbessert Ca die Homogenität der erfindungsgemäßen Legierung. Gehalte oberhalb von 0,004 Gewichts-% Ca ergeben keinen weiteren Vorteil bei der Einschlussmodifikation, verschlechtern die Herstellbarkeit und sind aufgrund des hohen Dampfdrucks von Ca in Stahlschmelzen zu vermeiden. Daher ist ein optionaler Maximalgehalt von 0,004 Gewichts-% vorgesehen.

[0044] Zinn Sn: Sn steigert die Festigkeit, reichert sich jedoch, ähnlich Kupfer, bei höheren Temperaturen unter der Zunderschicht und an den Korngrenzen an. Es führt durch Eindringen in die Korngrenzen zur Bildung niedrig schmelzender Phasen und damit verbunden zu Rissen im Gefüge und zu Lotbrüchigkeit, weshalb optional ein Maximalgehalt von kleiner 0,5 Gewichts-% vorgesehen wird.

[0045] Ein Stahlprodukt in Form eines Stahlflachprodukts, wie zum Beispiel Warmband, Kaltband oder Grobblech, wird erfindungsgemäß geliefert durch ein Verfahren, umfassend die Schritte:

- Erschmelzen einer Stahlschmelze nach einem der Ansprüche 1 bis 3 über die Prozessroute Hochofen-Stahlwerk oder Elektrolichtbogenofen-Stahlwerk jeweils mit optionaler Vakuumbehandlung der Schmelze;
- Vergießen der Stahlschmelze zu einem Vorband mittels eines endabmessungsnahen horizontalen oder vertikalen Bandgießverfahrens oder Vergießen der Stahlschmelze zu einer Bramme oder Dünnbramme mittels eines horizontalen oder vertikalen Brammen- oder Dünnbrammengießverfahrens,
- Erwärmen auf eine Walztemperatur von 1050 °C bis 1250 °C oder Inlinewalzen aus der Gießhitze heraus,
- Warmwalzen des Vorbandes oder der Bramme oder der Dünnbramme zu einem Grobblech mit einer Dicke von über 3 bis 200 mm oder einem Warmband mit einer Dicke von 0,8 bis 28 mm, mit einer Walzendtemperatur von 650 °C bis 1050 °C,

EP 3 535 431 B1

- Aufhaspeln des Warmbandes bei einer Temperatur von mehr als 100 °C bis 600 °C,
- optional Beizen des Warmbandes,
- optional Glühen des Grobbleches oder des Warmbandes in einer Glühanlage bei einer Glühzeit von 0,3 bis 24 h und Temperaturen von 500 °C bis 840 °C, bevorzugt 520 °C bis 600 °C bei einer Glühzeit von 0,5 bis 6 h,
- 5 - optional Kaltwalzen des Warmbandes bei Raumtemperatur oder erhöhter Temperatur von 60 °C bis 450 °C vor dem ersten Walzstich in einem oder mehreren Walzstichen auf eine Dicke von ≤ 3 mm mit einem Abwalggrad von 10 bis 90%, vorzugsweise 30 bis 60%,
- optional Glühen des Kaltbandes in einer Glühanlage bei einer Glühzeit von 0,3 bis 24 h und Temperaturen von 500 °C bis 840 °C, bevorzugt 520 °C bis 600 °C bei einer Glühzeit von 0,5 bis 6 h,
- 10 - optional Dressieren des Warm- oder Kaltbandes,
- optional elektrolytisches Verzinken, Feuerverzinken oder Beschichten mit einer organischen oder anorganischen Beschichtung, wobei das Stahlflachprodukt eine hervorragende Tieftemperaturzähigkeit bei Temperaturen von unter -196 °C und eine gute Kombination von Festigkeits-, Dehnungs- und Umformeigenschaften aufweist.

15 **[0046]** Im Falle einer Weiterverarbeitung des Stahlflachproduktes zu einem längsnaht- oder spiralnahtgeschweißten Rohr, kann das zur Erzielung der geforderten Tieftemperaturzähigkeit erforderliche Glühen und damit die Einstellung des Endgefüges nicht schon am Warm- oder Kaltband sondern optional erst nach der Rohrherstellung erfolgen, wobei das Glühen des Rohres in einer Glühanlage bei einer Glühzeit von 0,3 bis 24 h und Temperaturen von 500 °C bis 840 °C, bevorzugt 520 °C bis 600 °C bei einer Glühzeit von 0,5 bis 6 h erfolgt. Falls erforderlich, kann das Rohr nach dem
20 Glühen eine ein- oder beidseitige organische oder anorganische Beschichtung erhalten.

[0047] In Bezug auf weitere Vorteile wird auf die vorstehenden Ausführungen zu dem erfindungsgemäßen Stahl verwiesen.

[0048] Übliche Dickenbereiche für Vorband sind 1 mm bis 35 mm sowie für Brammen und Dünnbrammen 35 mm bis 450 mm. Vorzugsweise ist vorgesehen, dass die Bramme oder Dünnbramme zu einem Grobblech mit einer Dicke von
25 über 3 mm bis 200 mm oder einem Warmband mit einer Dicke von 0,8 mm bis 28 mm warmgewalzt wird oder das endabmessungsnah gegossene Vorband zu einem Warmband mit einer Dicke von 0,8 mm bis 3 mm warmgewalzt wird. Das erfindungsgemäße Kaltband hat eine Dicke von höchstens 3 mm, vorzugsweise 0,1 mm bis 1,4 mm.

[0049] Im Zusammenhang mit dem vorstehenden erfindungsgemäßen Verfahren wird ein endabmessungsnah mit dem Zwei-Rollen Gießverfahren erzeugtes Vorband mit einer Dicke von kleiner gleich 3 mm, vorzugsweise 1 mm bis 3
30 mm, bereits als Warmband verstanden. Das so als Warmband produzierte Vorband weist, bedingt durch die eingebrachte Umformung der beiden gegenläufig drehenden Walzen, keine originäre Gussstruktur auf. Ein Warmwalzen findet somit bereits inline während des Zwei-Rollen-Gießverfahrens statt, so dass ein separates Warmwalzen optional entfallen kann.

[0050] Das Kaltwalzen des Warmbandes kann bei Raumtemperatur oder vorteilhaft bei erhöhter Temperatur vor dem ersten Walzstich, in einem oder mehreren Walzstichen stattfinden.

35 **[0051]** Das Kaltwalzen bei erhöhter Temperatur ist vorteilhaft, um die Walzkräfte zu reduzieren und die Bildung von Verformungszwillingen (TWIP-Effekt) zu begünstigen. Vorteilhafte Temperaturen des Walzgutes vor dem ersten Walzstich betragen 60 °C bis 450 °C.

[0052] Falls erforderlich, kann das Stahlband nach dem Kaltwalzen dressiert werden, wodurch die für die Endanwendung benötigte Oberflächenstruktur (Topographie) eingestellt wird. Das Dressieren kann beispielsweise mittels des
40 Pretex®-Verfahrens erfolgen.

[0053] In einer vorteilhaften Weiterbildung erhält das so hergestellte Stahlflachprodukt eine Oberflächenveredelung, beispielsweise durch elektrolytisches Verzinken oder Feuerverzinken sowie anstelle der Verzinkung oder additiv eine Beschichtung auf organischer oder anorganischer Basis. Die Beschichtungssysteme können zum Beispiel organische Beschichtungen, Kunststoffbeschichtungen oder Lacke oder anderweitige anorganische Beschichtungen wie beispielsweise Eisenoxidschichten sein.

[0054] Das erfindungsgemäß hergestellte Stahlflachprodukt kann sowohl als Blech, Blechabschnitt oder Platine verwendet oder zu einem längs- oder spiralnaht geschweißtem Rohr weiterverarbeitet werden.

[0055] Sollen als Stahlprodukte nahtlose Rohre hergestellt werden, so können diese erfindungsgemäß vorteilhaft mit folgenden Verfahrensschritten erzeugt werden:

- Erschmelzen einer Stahlschmelze enthaltend (in Gewichts-%): C: 0,1 bis $< 0,3$; Mn: 4 bis < 10 ; Al: 0,003 bis 2,9; Mo: 0,01 bis 0,8; Si: 0,02 bis 0,8; Ni: 0,01 bis 3; P: $< 0,04$; S: $< 0,02$; N $< 0,02$; Rest Eisen einschließlich unvermeidbarer stahlbegleitender Elemente, wobei
- für die Legierungszusammensetzung die Gleichung
55 $6 < 1,5 \text{ Mn} + \text{Ni} < 8$ erfüllt ist, mit optionaler Zulegierung von einem oder mehreren der folgenden Elemente: Ti: 0,002 bis 0,07; V: 0,006 bis 0,1; Cr: 0,05 bis 4; Cu: 0,05 bis 2; Nb: 0,003 bis 0,1; B: 0,0005 bis 0,014; Co: 0,003 bis 3; W: 0,03 bis 2; Zr: 0,03 bis 1; Ca: weniger als 0,004; Sn: weniger als 0,5,
- oder für die Legierungszusammensetzung die Gleichung $0,11 < \text{C} + \text{Al} < 3$ erfüllt ist, mit optionaler Zulegierung von

EP 3 535 431 B1

einem oder mehreren der folgenden Elemente: Ti: 0,002 bis 0,07; V: 0,006 bis 0,1; Cr: 0,05 bis 4; Cu: 0,05 bis 2; Nb: 0,003 bis 0,1; B: 0,0005 bis 0,014; Co: 0,003 bis 3; W: 0,03 bis 2; Zr: 0,03 bis 1; Ca: weniger als 0,004; Sn: weniger als 0,5,

- 5 - oder die Legierungszusammensetzung neben Ni mindestens eines oder mehrere der Elemente B, V, Nb, Co, W oder Zr enthält, mit optionaler Zulegierung von einem oder mehreren der folgenden Elemente: Ti: 0,002 bis 0,07; Cr: 0,05 bis 4; Cu: 0,05 bis 2; Ca: weniger als 0,004; Sn: weniger als 0,5 über die Prozessroute Hochofen-Stahlwerk oder Elektrolichtbogenofen-Stahlwerk jeweils mit optionaler Vakuumbehandlung der Schmelze;
- 10 - Vergießen des Stahls in einem Stranggießverfahren zu einem Strang und Teilen des Strangs in einen Stranggussabschnitt, insbesondere einen massiven Block,
- Erwärmen des Blocks auf eine Umformtemperatur von 700 °C bis 1250 °C,
- Lochen des auf Umformtemperatur befindlichen Blocks zu einem Hohlblock
- Optional Wieder-Erwärmen des Hohlblocks vor einem Warmwalzen auf 700 °C bis 1250 °C
- 15 - Warmwalzen zu einem nahtlosen Rohr, beispielsweise in einem Stopfenwalzwerk, Schrägwalzwerk, Lösewalzwerk, Diescherwalzwerk, Asselwalzwerk, Kontiwalzwerk, Pilgerwalzwerk oder einer Stoßbankanlage mit beispielsweise folgendem Ablauf: Fertigung eines Hohlblocks aus einem Vorblock, anschließendes Elongieren (Strecken) des Hohlblocks zu einer Luppe (dickwandiges Rohr) und Fertigwalzen der Luppe zum Rohr
- Optional Zwischenerwärmen zwischen den Walzschritten auf eine Temperatur von 60 °C bis 1250 °C
- 20 - Optional Fertigwalzen des nahtlosen Rohres bei einer Temperatur von Raumtemperatur bis unterhalb Ac3-Temperatur, bevorzugt 60 °C bis 450°C unter bevorzugter Ausnutzung des TWIP-Effekts
- Optionales Beizen des Rohres
- Optional Nachwalzen oder Kalibrierwalzen oder sonstige anschließendes Umformen des Rohres beispielsweise Ziehen mittels Reduzierring, Aufweiten oder Innenhochdruckumformen, optional bei einer Temperatur von Raumtemperatur bis unterhalb Ac3-Temperatur, bevorzugt 60 °C bis 450 °C
- 25 - Optional Ausnutzen des TRIP-Effektes bei Umformen von Raumtemperatur bis 60 °C zur Erzielung einer höheren Festigkeit
- Optional Ausnutzen des TWIP-Effektes bei Umformen in einem Temperaturbereich von 60 °C bis 450 °C zur Erzielung einer höheren Restbruchdehnung und höheren Streckgrenze
- 30 - Optional abschließendes Wärmebehandeln bei 400 °C bis 900 °C für 1 min bis 24 h in einer kontinuierlichen oder diskontinuierlich arbeitenden Glüheinrichtung, wobei kürzere Zeiten tendenziell höheren Temperaturen zugeordnet werden und umgekehrt
- Optional Weiterverarbeiten des nahtlosen Rohres zu einem Bauteil mittels Innenhochdruckumformung, Halbwarmumformung oder Halbwarm-Innenhochdruckumformung.

35 **[0056]** Unter einem massiven Block (round cast bar) wird im Wesentlichen ein durch Rundstrangguss hergestellter Stranggussabschnitt verstanden, der bereits eine gewünschte Länge aufweist.

[0057] Im Zusammenhang mit den vorgenannten Verfahren wird ausdrücklich darauf hingewiesen, dass die als optional angegebenen Verfahrensschritte alle oder jede Unterkombination hiervon auch zwingend in dem Verfahren vorgesehen werden können.

40 **[0058]** Als Halbwarmumformung bzw. Halbwarm-Innenhochdruckumformung werden hier Umform- und Innenhochdruckumformverfahren bezeichnet, bei welchen mindestens der erste Umformschritt bei einer Temperatur oberhalb Raumtemperatur bis unterhalb der Ac3-Temperatur, bevorzugt bei 60 °C bis 450 °C, stattfindet.

[0059] Es wurden Versuche zur Untersuchung der mechanischen Eigenschaften der auf den Ni-Gehalt nicht erfindungsgemäßen Legierungen 1 und 2 sowie mit einer Normlegierung durchgeführt. Die Normlegierung und Legierungen 1 und 2 enthalten die folgenden Elemente in den aufgeführten Gehalten in Gew.-%:

Legierung	C	Ni	Mn	Si	P	S	Mo	V	B
50 X8Ni9/1,5662 (Norm)	Max. 0,1	8,5-10,0	0,3-0,8	Max. 0,35	Max. 0,02	Max. 0,01	Max. 0,1	Max. 0,05	-
Leg. 1	0,03	0,004	6,4	0,12	0,023	0,006	0,43	-	0,001
Leg. 2	0,06	0,004	6,3	0,12	0,022	0,006	0,43	-	-

55 **[0060]** Die aus den vorgenannten Legierungen hergestellten Stahlprodukte wurden unterschiedlichen Wärmebehandlungen unterzogen und die Kerbschlagarbeit entsprechend dem Charpy Kerbschlagversuch mit V-Kerb gemessen:

EP 3 535 431 B1

Legierung	Zustand	Wärmebehandlung	Kerbschlagarbeit bei -196 °C [J/cm ²] in Querrichtung
X8Ni9/1.5662 (Norm)	vergütet	Nach Norm 1.5662	≥ 50
Leg. 1	geglüht	600°C, 2,5 h	≥ 64
Leg. 2	geglüht	580 °C, 4 h	≥ 58

[0061] Auch wurden Eigenschaften der aus den vorgenannten Legierungen hergestellten Stahlbänder bei gleichem Behandlungszustand bestimmt. Nachfolgend dargestellt sind Kennwerte für Warmband/Grobblech:

Legierung	Re (obere Streckgrenze) [MPa]	Rm [MPa]	Bruchdehnung (A50) [%]
X8Ni9/1.5662 (Norm)	> 585	680 - 820	> 13,7
Leg. 1	790	820	17,6
Leg. 2	855	867	11,5

[0062] Die Bruchdehnung A50 des X8Ni9 wurde gemäß DIN ISO 2566/1 aus der Bruchdehnung A5,65 gemäß Norm auf einen Probenquerschnitt von 20 mm umgerechnet. Die Dehnungskennwerte stehen für die Dehnung in Walzrichtung.

Patentansprüche

1. Stahlprodukt für Tieftemperatureinsatz mit einer Mindest-Kerbschlagarbeit entsprechend dem Charpy Kerbschlagversuch mit V-Kerb bei -196 °C in Querrichtung von ≥ 50 J/cm² mit folgender chemischer Zusammensetzung in Gewichts-%: C: 0,01 bis < 0,3, bevorzugt 0,03 bis 0,15; Mn: 4 bis < 10, bevorzugt 4 bis < 8; Al: 0,003 bis 2,9, bevorzugt 0,03 bis 0,4; Mo: 0,01 bis 0,8, bevorzugt 0,1 bis 0,5; Si: 0,02 bis 0,8, bevorzugt 0,08 bis 0,3; Ni: 0,01 bis 3; P: < 0,04; S: < 0,02; N: < 0,02; Rest Eisen einschließlich unvermeidbarer stahlbegleitender Elemente, wobei für die Legierungszusammensetzung die Gleichung $6 < 1,5 \text{ Mn} + \text{Ni} < 8$ erfüllt ist, mit optionaler Zulegierung von einem oder mehreren der folgenden Elemente in Gewichts-%: Ti: 0,002 bis 0,5; V: 0,006 bis 0,1; Cr: 0,05 bis 4; Cu: 0,05 bis 2; Nb: 0,003 bis 0,1; B: 0,0005 bis 0,014; Co: 0,003 bis 3; W: 0,03 bis 2; Zr: 0,03 bis 1; Ca: < 0,004 und Sn: < 0,5; aufweisend ein Gefüge bestehend aus 2 bis 90 Vol.-% Austenit, weniger als 40 Vol.-% Ferrit und/oder Bainit und Rest Martensit.
2. Stahlprodukt für Tieftemperatureinsatz mit einer Mindest-Kerbschlagarbeit entsprechend dem Charpy Kerbschlagversuch mit V-Kerb bei -196 °C in Querrichtung von ≥ 50 J/cm² mit folgender chemischer Zusammensetzung in Gewichts-%: C: 0,01 bis < 0,3, bevorzugt 0,03 bis 0,15; Mn: 4 bis < 10, bevorzugt 4 bis < 8; Al: 0,003 bis 2,9, bevorzugt 0,03 bis 0,4; Mo: 0,01 bis 0,8, bevorzugt 0,1 bis 0,5; Si: 0,02 bis 0,8, bevorzugt 0,08 bis 0,3; Ni: 0,01 bis 3; P: < 0,04; S: < 0,02; N: < 0,02; Rest Eisen einschließlich unvermeidbarer stahlbegleitender Elemente, wobei für die Legierungszusammensetzung die Gleichung $0,11 < \text{C} + \text{Al} < 3$ erfüllt ist, mit optionaler Zulegierung von einem oder mehreren der folgenden Elemente in Gewichts-%: Ti: 0,002 bis 0,5; V: 0,006 bis 0,1; Cr: 0,05 bis 4; Cu: 0,05 bis 2; Nb: 0,003 bis 0,1; B: 0,0005 bis 0,014; Co: 0,003 bis 3; W: 0,03 bis 2; Zr: 0,03 bis 1; Ca: < 0,004 und Sn: < 0,5; aufweisend ein Gefüge bestehend aus 2 bis 90 Vol.-% Austenit, weniger als 40 Vol.-% Ferrit und/oder Bainit und Rest Martensit.
3. Stahlprodukt für Tieftemperatureinsatz mit einer Mindest-Kerbschlagarbeit entsprechend dem Charpy Kerbschlagversuch mit V-Kerb bei -196 °C in Querrichtung von ≥ 50 J/cm² mit folgender chemischer Zusammensetzung in Gewichts-%: C: 0,01 bis < 0,3, bevorzugt 0,03 bis 0,15; Mn: 4 bis < 10, bevorzugt 4 bis < 8; Al: 0,003 bis 2,9, bevorzugt 0,03 bis 0,4; Mo: 0,01 bis 0,8, bevorzugt 0,1 bis 0,5; Si: 0,02 bis 0,8, bevorzugt 0,08 bis 0,3; Ni: 0,01 bis 3; P: < 0,04; S: < 0,02; N: < 0,02; Rest Eisen einschließlich unvermeidbarer stahlbegleitender Elemente, wobei die Legierungszusammensetzung neben Ni mindestens eines oder mehrere der Elemente in Gewichts-% B: 0,0005 bis 0,014; V: 0,006 bis 0,1; Nb: 0,003 bis 0,1; Co: 0,003 bis 3; W: 0,03 bis 2 oder Zr: 0,03 bis 1 enthält, mit optionaler Zulegierung von einem oder mehreren der folgenden Elemente in Gewichts-%: Ti: 0,002 bis 0,5; Cr: 0,05 bis 4; Cu: 0,05 bis 2; Ca: < 0,004 und Sn: < 0,5; aufweisend ein Gefüge bestehend aus 2 bis 90 Vol.-% Austenit, weniger als 40 Vol.-% Ferrit und/oder Bainit und Rest Martensit.

EP 3 535 431 B1

4. Stahlprodukt nach mindestens einem der Ansprüche 1 bis 3, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Gefüge des Stahlprodukts, insbesondere eines nahtlosen Rohres, einen Austenitanteil von 2 bis 80 Vol.-%, vorzugsweise 2 - 70 Vol.-%, einen Ferrit- bzw. Bainit-Anteil von unter 20 Vol.-% und Rest Martensit aufweist.
5. Stahlprodukt nach mindestens einem der Ansprüche 1 bis 4, **dadurch gekennzeichnet, dass** ein Anteil von mindestens 20 % des Martensits als angelassener Martensit vorliegt.
6. Stahlprodukt nach mindestens einem der Ansprüche 1 bis 5, **dadurch gekennzeichnet, dass** ein Anteil von bis zu 90 % des Austenits in Form von Glüh- oder Verformungszwillingen vorliegt.
7. Stahlprodukt nach mindestens einem der Ansprüche 1 bis 6, **dadurch gekennzeichnet, dass** der Stahl eine Dehngrenze Rp0,2 von 450 bis 1050 MPa, eine Zugfestigkeit Rm von 500 bis 1500 MPa und eine Bruchdehnung A50 von mehr als 6 bis 45% aufweist.
8. Stahlprodukt nach mindestens einem der Ansprüche 1 bis 7, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Stahlprodukt metallisch, anorganisch oder organisch beschichtet ist und optional auf die Beschichtung eine oder mehrere weitere metallische, sonstige anorganische oder organische Beschichtungen aufgebracht sind.
9. Verfahren zur Herstellung eines Stahlproduktes in Form eines Stahl Flachproduktes, umfassend die Schritte:
- Erschmelzen einer Stahlschmelze nach einem der Ansprüche 1 bis 3 über die Prozessroute Hochofen-Stahlwerk oder den Lichtbogenofenprozess jeweils mit optionaler Vakuumbehandlung der Schmelze;
 - Vergießen der Stahlschmelze zu einem Vorband mittels eines endabmessungsnahen horizontalen oder vertikalen Bandgießverfahrens oder Vergießen der Stahlschmelze zu einer Bramme oder Dünnbramme mittels eines horizontalen oder vertikalen Brammen- oder Dünnbrammengießverfahrens,
 - Erwärmen auf eine Walztemperatur von 1050 °C bis 1250 °C oder Inlinewalzen aus der Gießhitze heraus,
 - Warmwalzen des Vorbandes oder der Bramme oder der Dünnbramme zu einem Grobblech mit einer Dicke von über 3 bis 200 mm oder einem Warmband mit einer Dicke von 0,8 bis 28 mm mit einer Walzendtemperatur von 650 °C bis 1050 °C,
 - Aufhaspeln des Warmbandes bei einer Temperatur von mehr als 100 °C bis 600 °C,
 - optional Beizen des Warmbandes,
 - optional Glühen des Grobbleches oder des Warmbandes in einer Glühanlage bei einer Glühzeit von 0,3 bis 24 h und Temperaturen von 500 °C bis 840 °C, bevorzugt 520 °C bis 600 °C bei einer Glühzeit von 0,5 bis 6 h,
 - optional Kaltwalzen des Warmbandes bei Raumtemperatur oder erhöhter Temperatur vor dem ersten Walzstich in einem oder mehreren Walzstichen auf eine Dicke von ≤ 3 mm mit einem Abwalzgrad von 10 bis 90%, vorzugsweise 30 bis 60%,
 - optional Glühen des Kaltbandes in einer Glühanlage bei einer Glühzeit von 0,3 bis 24 h und Temperaturen von 500 °C bis 840 °C, bevorzugt 520 °C bis 600 °C bei einer Glühzeit von 0,5 bis 6 h,
 - optional Dressieren des Warm- oder Kaltbandes,
 - optional elektrolytisches Verzinken, Feuerverzinken oder Beschichten mit einer organischen oder anorganischen Beschichtung.
10. Verfahren nach Anspruch 9, **dadurch gekennzeichnet, dass** der erste Walzstich beim Kaltwalzen des Warmbandes bei einer Temperatur von 60 °C bis 450 °C erfolgt.
11. Verfahren nach Anspruch 9 und 10, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Stahl Flachprodukt zu einem Bauteil weiterverarbeitet wird.
12. Verfahren nach Anspruch 11, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Bauteil ein längsnahtgeschweißtes oder spiralnahtgeschweißtes Rohr ist.
13. Verfahren zur Herstellung eines Stahlproduktes in Form eines nahtlosen Rohres, umfassend die Schritte:
- Erschmelzen einer Stahlschmelze nach einem der Ansprüche 1 bis 3 über die Prozessroute Hochofen-Stahlwerk oder Elektrolichtbogenofen-Stahlwerk jeweils mit optionaler Vakuumbehandlung der Schmelze,
 - Vergießen des Stahls in einem Stranggießverfahren zu einem Strang und Teilen des Strangs in einen massiven Block,
 - Erwärmen des Blocks auf eine Umformtemperatur von 700 °C bis 1250 °C,

EP 3 535 431 B1

- Lochen des auf Umformtemperatur befindlichen Blocks zu einem Hohlblock,
- Optional Wieder-Erwärmen des Hohlblocks vor einem Warmwalzen auf 700 °C bis 1250 °C,
- Warmwalzen mittels Elongieren des Hohlblocks zu einer Luppe und Fertigwalzen der Luppe zum Rohr,
- Optional Zwischenerwärmen zwischen den Walzschriften auf eine Temperatur von 60 °C bis 1250 °C,
- 5 - Optional Fertigwalzen des nahtlosen Rohres bei einer Temperatur von Raumtemperatur bis unterhalb Ac3-Temperatur, bevorzugt 60 °C bis 450 °C, unter bevorzugter Ausnutzung des TWIP-Effekts,
- Optionales Beizen des Rohres,
- Optional Nachwalzen oder Kalibrierwalzen,
- 10 - Optional anschließendes Umformen oder Ziehen des Rohres,
- Optional Aufweiten oder Innenhochdruckumformen, optional bei einer Temperatur von Raumtemperatur bis unterhalb Ac3-Temperatur, bevorzugt 60 °C bis 450 °C,
- Optional Ausnutzen des TRIP-Effektes beim Umformen von Raumtemperatur bis 60 °C zur Erzielung einer höheren Festigkeit,
- 15 - Optional Ausnutzen des TWIP-Effektes beim Umformen in einem Temperaturbereich von 60 °C bis 450 °C zur Erzielung einer höheren Restbruchdehnung und höheren Streckgrenze,
- Optional abschließendes Wärmebehandeln bei 400 °C bis 900 °C für 1 min bis 24 h in einer kontinuierlichen oder stationären Glüheinrichtung, wobei kürzere Zeiten tendenziell höheren Temperaturen zugeordnet werden und umgekehrt,
- 20 - Optional Weiterverarbeiten des nahtlosen Rohres zu einem Bauteil mittels Innenhochdruckumformung, Halbwarmumformung oder Halbwarm-Innenhochdruckumformung.

Claims

- 25 1. Steel product for low temperature use with a minimum notch impact energy according to the Charpy V-notch impact test at -196°C in a transverse direction of $\geq 50 \text{ J/cm}^2$, having the following chemical composition in wt.%: C: 0.01 to <0.3, preferably 0.03 to 0.15; Mn: 4 to <10, preferably 4 to <8; Al: 0.003 to 2.9, preferably 0.03 to 0.4; Mo: 0.01 to 0.8, preferably 0.1 to 0.5; Si: 0.02 to 0.8, preferably 0.08 to 0.3; Ni: 0.01 to 3; P: <0.04; S: <0.02; N: <0.02; with the remainder being iron including unavoidable steel-accompanying elements, wherein for the alloy composition the equation $6 < 1.5 \text{ Mn} + \text{Ni} < 8$ is satisfied, with optional addition by alloying of one or more of the following elements
30 in wt.%: Ti: 0.002 to 0.5; V: 0.006 to 0.1; Cr: 0.05 to 4; Cu: 0.05 to 2; Nb: 0.003 to 0.1; B: 0.0005 to 0.014; Co: 0.003 to 3; W: 0.03 to 2; Zr: 0.03 to 1; Ca: <0.004 and Sn: <0.5;
comprising a microstructure consisting of 2 to 90 vol.% austenite, less than 40 vol.% ferrite and/or bainite, with the remainder being martensite.
35
2. Steel product for low temperature use with a minimum notch impact energy according to the Charpy V-notch impact test at -196°C in a transverse direction of $\geq 50 \text{ J/cm}^2$, having the following chemical composition in wt.%: C: 0.01 to <0.3, preferably 0.03 to 0.15; Mn: 4 to <10, preferably 4 to <8; Al: 0.003 to 2.9, preferably 0.03 to 0.4; Mo: 0.01 to 0.8, preferably 0.1 to 0.5; Si: 0.02 to 0.8, preferably 0.08 to 0.3; Ni: 0.01 to 3; P: <0.04; S: <0.02; N: <0.02; with the remainder being iron including unavoidable steel-accompanying elements, wherein for the alloy composition the equation $0.11 < \text{C} + \text{Al} < 3$ is satisfied, with optional addition by alloying of one or more of the following elements in wt.%: Ti: 0.002 to 0.5; V: 0.006 to 0.1; Cr: 0.05 to 4; Cu: 0.05 to 2; Nb: 0.003 to 0.1; B: 0.0005 to 0.014; Co: 0.003 to 3; W: 0.03 to 2; Zr: 0.03 to 1; Ca: <0.004 and Sn: <0.5;
40 comprising a microstructure consisting of 2 to 90 vol.% austenite, less than 40 vol.% ferrite and/or bainite, with the remainder being martensite.
45
3. Steel product for low temperature use with a minimum notch impact energy according to the Charpy V-notch impact test at -196°C in a transverse direction of $\geq 50 \text{ J/cm}^2$, having the following chemical composition in wt.%: C: 0.01 to <0.3, preferably 0.03 to 0.15; Mn: 4 to <10, preferably 4 to <8; Al: 0.003 to 2.9, preferably 0.03 to 0.4; Mo: 0.01 to 0.8, preferably 0.1 to 0.5; Si: 0.02 to 0.8, preferably 0.08 to 0.3; Ni: 0.01 to 3; P: <0.04; S: <0.02; N: <0.02; with the remainder being iron including unavoidable steel-accompanying elements, wherein, in addition to Ni, the alloy composition contains at least one or more of the following elements in wt.%: B: 0.0005 to 0.014; V: 0.006 to 0.1; Nb: 0.003 to 0.1; Co: 0.003 to 3; W: 0.03 to 2 or Zr: 0.03 to 1, with optional addition by alloying of one or more of the following elements in wt.%: Ti: 0.002 to 0.5; Cr: 0.05 to 4; Cu: 0.05 to 2; Ca: <0.004 and Sn: <0.5;
50 comprising a microstructure consisting of 2 to 90 vol.% austenite, less than 40 vol.% ferrite and/or bainite, with the remainder being martensite.
55
4. Steel product as claimed in at least one of claims 1 to 3, **characterised in that** the microstructure of the steel

EP 3 535 431 B1

product, in particular of a seamless pipe, comprises an austenite proportion of 2 to 80 vol.%, preferably 2-70 vol.%, a ferrite and/or bainite proportion of less than 20 vol.% with the remainder being martensite.

- 5
5. Steel product as claimed in at least one of claims 1 to 4, **characterised in that** a proportion of at least 20% of the martensite is present as tempered martensite.
6. Steel product as claimed in at least one of claims 1 to 5, **characterised in that** a proportion of up to 90% of the austenite is present in the form of annealing or deformation twins.
- 10
7. Steel product as claimed in at least one of claims 1 to 6, **characterised in that** the steel has a yield strength Rp0.2 of 450 to 1050 MPa, a tensile strength Rm of 500 to 1500 MPa and an elongation at break A50 of more than 6 to 45%.
8. Steel product as claimed in at least one of claims 1 to 7, **characterised in that** the steel product is metallurgically, inorganically or organically coated and optionally one or more further metal, other inorganic or organic coatings are optionally applied to the coating.
- 15
9. Method for producing a steel product in the form of a flat steel product, comprising the following steps:
- melting a steel melt as claimed in any one of claims 1 to 3 by means of the blast furnace-steel mill processing route or the arc furnace process in each case with optional vacuum treatment of the melt;
 - casting the steel melt to form a pre-strip by means of a horizontal or vertical strip casting process approximating the final dimensions or casting the steel melt to form a slab or thin slab by means of a horizontal or vertical slab or thin slab casting process,
 - heating to a rolling temperature of 1050°C to 1250°C or in-line rolling from the casting heat,
 - 25 - hot-rolling the pre-strip or the slab or the thin slab to form a heavy plate with a thickness of above 3 to 200 mm or to form a hot strip with a thickness of 0.8 to 22 mm at a final rolling temperature of 650 to 1050°C,
 - reeling the hot strip at a temperature of above 100°C to 600°C,
 - optionally pickling the hot strip,
 - 30 - optionally annealing the heavy plate or the hot strip in an annealing plant for an annealing time of 0.3 to 24 hours and at temperatures of 500°C to 840°C, preferably 520°C to 600°C for an annealing time of 0.5 to 6 hours,
 - optionally cold-rolling the hot strip at ambient temperature or at a raised temperature upstream of the first reduction stage in one or more reduction stages to a thickness of ≤ 3 mm with a degree of thinning by rolling of 10 to 90%, preferably 30 to 60%,
 - 35 - optionally annealing the cold strip in an annealing plant for an annealing time of 0.3 to 24 hours and at temperatures of 500°C to 840°C, preferably 520°C to 600°C for an annealing time of 0.5 to 6 hours,
 - optionally skin pass rolling the hot or cold strip,
 - optionally electrolytically galvanising, hot-dip galvanising or coating with an organic or inorganic coating.
- 40
10. Method as claimed in claim 9, **characterised in that** the first reduction stage takes place during cold-rolling of the hot strip at a temperature of 60°C to 450°C.
11. Method as claimed in claim 9 and 10, **characterised in that** the flat steel product is further processed to form a component.
- 45
12. Method as claimed in claim 11, **characterised in that** the component is a pipe with a longitudinal welded seam or a helical welded seam.
13. Method for producing a steel product in the form of a seamless pipe, comprising the following steps:
- 50 - melting a steel melt as claimed in any one of claims 1 to 3 by means of the blast furnace-steel mill or electric arc furnace steel mill processing route in each case with optional vacuum treatment of the melt;
 - casting the steel in a continuous casting process to form a strand and dividing the strand into a solid block,
 - heating the block to a forming temperature of 700°C to 1250°C,
 - piercing the block at forming temperature to form a hollow block,
 - 55 - optionally reheating the hollow block prior to hot-rolling to 700°C to 1250°C,
 - hot-rolling by means of elongation of the hollow block to form a hollow and finish-rolling the hollow to form the pipe,
 - optionally intermediately heating between the rolling steps to a temperature of 60°C to 1250°C,

EP 3 535 431 B1

- optionally finish-rolling the seamless pipe at a temperature of ambient temperature to below Ac3 temperature, preferably 60°C to 450°C, preferably exploiting the TWIP effect,
- optionally pickling the pipe,
- optionally temper-rolling or calibration-rolling,
- 5 - optionally subsequently forming or drawing the pipe,
- optionally widening or internal high-pressure forming, optionally at a temperature of ambient temperature to below Ac3 temperature, preferably 60°C to 450°C,
- optionally exploiting the TRIP effect during forming from ambient temperature to 60°C in order to achieve an increased level of strength,
- 10 - optionally exploiting the TWIP effect during forming in a temperature range of 60°C to 450°C in order to achieve an increased residual elongation at break and raised elastic limit,
- optionally finally heat-treating at 400°C to 900°C for 1 minute to 24 hours in a continuous or stationary annealing apparatus, wherein shorter times tend to be associated with increased temperatures and vice versa,
- optionally further processing the seamless pipe to form a component by means of internal high-pressure forming, warm-forming or warm-internal high-pressure forming.
- 15

Revendications

- 20 1. Produit en acier destiné à être utilisé à basse température avec une énergie de choc minimale, qui correspond à l'essai de choc Charpy avec une entaille en V à - 196 °C dans la direction transversale, $\geq 50 \text{ J/cm}^2$, le produit en acier ayant la composition chimique suivante en % en poids : C : 0,01 à < 0,3, de préférence 0,03 à 0,15 ; Mn : 4 à < 10, de préférence 4 à < 8 ; Al : 0,003 à 2,9, de préférence 0,03 à 0,4 ; Mo : 0,01 à 0,8, de préférence 0,1 à 0,5 ;
25 Si : 0,02 à 0,8, de préférence 0,08 à 0,3 ; Ni : 0,01 à 3 ; P : < 0,04 ; S : < 0,02 ; N : < 0,02 ; le reste étant du fer, incluant d'inévitables éléments d'accompagnement de l'acier, l'équation $6 < 1,5 \text{ Mn} + \text{Ni} < 8$ étant satisfait pour la composition de l'alliage, l'alliant incluant l'ajout facultatif d'un ou plusieurs des éléments suivants en % en poids : Ti : 0,002 à 0,5 ; V : 0,006 à 0,1 ; Cr : 0,05 à 4 ; Cu : 0,05 à 2 ; Nb : 0,003 à 0,1 ; B : 0,0005 à 0,014 ; Co : 0,003 à 3 ; W : 0,03 à 2 ; Zr : 0,03 à 1 ; Ca : < 0,004 et Sn : < 0,5 ;
le produit en acier ayant une structure qui comprend 2 à 90 % en volume d'austénite moins de 40 % en volume de
30 ferrite et/ou de bainite et le reste étant de la martensite.
2. Produit en acier destiné à être utilisé à basse température avec une énergie de choc minimale, qui correspond à l'essai de choc Charpy avec entaille en V à - 196 °C dans la direction transversale, $\geq 50 \text{ J/cm}^2$, le produit en acier ayant la composition chimique suivante en % en poids : C : 0,01 à < 0,3, de préférence 0,03 à 0,15 ; Mn : 4 à < 10,
35 de préférence 4 à < 8 ; Al : 0,003 à 2,9, de préférence 0,03 à 0,4 ; Mo : 0,01 à 0,8, de préférence 0,1 à 0,5 ; Si : 0,02 à 0,8, de préférence 0,08 à 0,3 ; Ni : 0,01 à 3 ; P : < 0,04 ; S : < 0,02 ; N : < 0,02 ; le reste étant du fer incluant d'inévitables éléments d'accompagnement de l'acier, l'équation $0,11 < \text{C} + \text{Al} < 3$ étant satisfaite pour la composition d'alliage, l'alliage incluant l'ajout facultatif d'un ou plusieurs des éléments suivants en % en poids : Ti : 0,002 à 0,5 ; V : 0,006 à 0,1 ; Cr : 0,05 à 4 ; Cu : 0,05 à 2 ; Nb : 0,003 à 0,1 ; B : 0,0005 à 0,014 ; Co : 0,003 à 3 ; W : 0,03 à 2 ;
40 Zr : 0,03 à 1 ; Ca : < 0,004 et Sn : < 0,5 ;
le produit en acier ayant une structure comprenant 2 à 90 % en volume d'austénite, moins de 40 % en volume de ferrite et/ou bainite et le reste étant de la martensite.
3. Produit en acier destiné à être utilisé à basse température avec une énergie de choc minimale, qui correspond à l'essai de choc Charpy avec entaille en V à - 196 °C dans la direction transversale, $\geq 50 \text{ J/cm}^2$, le produit en acier ayant la composition chimique suivante en % en poids : C : 0,01 à < 0,3, de préférence 0,03 à 0,15 ; Mn : 4 à < 10,
45 de préférence 4 à < 8 ; Al : 0,003 à 2,9, de préférence 0,03 à 0,4 ; Mo : 0,01 à 0,8, de préférence 0,1 à 0,5 ; Si : 0,02 à 0,8, de préférence 0,08 à 0,3 ; Ni : 0,01 à 3 ; P : < 0,04 ; S : < 0,02 ; N : < 0,02 ; le reste étant du fer incluant d'inévitables éléments d'accompagnement de l'acier, la composition de l'alliage contenant en plus de Ni au moins un ou plusieurs des éléments en % en poids B : 0,0005 à 0,014 ; V : 0,006 à 0,1 ; Nb : 0,003 à 0,1 ; Co : 0,003 à 3 ; W : 0,03 à 2 ou Zr : 0,03 à 1, l'alliage incluant l'ajout facultatif d'un ou plusieurs des éléments suivants en % en poids : Ti : 0,002 à 0,5 ; Cr : 0,05 à 4 ; Cu : 0,05 à 2 ; Ca : < 0,004 et Sn : < 0,5 ;
50 le produit en acier ayant une structure comprenant 2 à 90 % en volume d'austénite, moins de 40 % en volume de ferrite et/ou de bainite et le reste étant de la martensite.
- 55 4. Produit en acier selon l'une au moins des revendications 1 à 3, **caractérisé en ce que** la structure du produit en acier, en particulier d'un tube sans soudure, comporte une proportion d'austénite de 2 à 80 % en volume, de préférence de 2 à 70 % en volume, une proportion de ferrite ou de bainite inférieure à 20 % en volume et le reste

EP 3 535 431 B1

étant de la martensite.

- 5
7. Produit en acier selon l'une des revendications 1 à 4, **caractérisé en ce qu'**une proportion d'au moins 20 % de martensite est présente sous forme de martensite trempée.
- 10
8. Produit en acier selon l'une au moins des revendications 1 à 5, **caractérisé en ce qu'**une proportion pouvant atteindre 90 % d'austénite est présente sous forme de jumeaux de recuit ou de déformation.
- 15
9. Produit en acier selon l'une au moins des revendications 1 à 6, **caractérisé en ce que** l'acier présente une limite d'élasticité Rp0,2 de 450 à 1050 MPa, une résistance à la traction Rm de 500 à 1500 MPa et un allongement à la rupture A50 de plus de 6 à 45 %.
- 20
8. Produit en acier selon l'une au moins des revendications 1 à 7, **caractérisé en ce que** le produit en acier comporte un revêtement métallique, minéral ou organique et éventuellement un ou plusieurs autres revêtements métalliques, autres minérales ou organiques sont appliqués sur le revêtement.
- 25
9. Procédé de production d'un produit en acier sous la forme d'un produit en acier plat, le procédé comprenant les étapes suivantes :
- 30
- produire une matière en fusion à partir d'un acier selon l'une des revendications 1 à 3 par le processus de l'aciérie à haut fourneau ou le processus du four électrique à arc, à chaque fois avec traitement sous vide optionnel de la matière en fusion ;
 - couler l'acier en fusion pour obtenir une pré-bande au moyen d'un procédé de coulée de bandes horizontale ou verticale proches des dimensions finales ou couler l'acier en fusion pour obtenir une brame ou une brame mince au moyen d'un procédé de coulage de brames ou de brames minces horizontale ou verticale,
 - chauffer à une température de laminage de 1050 °C à 1250 °C ou laminier en ligne à partir de la chaleur de coulée,
 - laminer à chaud la pré-bande ou la brame ou la brame mince pour obtenir une tôle grossière d'une épaisseur de plus de 3 à 200 mm ou une bande chaude d'une épaisseur de 0,8 à 28 mm à une température de laminage finale de 650 °C à 1050 °C,
 - bobiner la bande chaude à une température de plus de 100 °C à 600 °C,
 - éventuellement décaper la bande chaude,
 - éventuellement recuire la tôle grossière ou la bande chaude dans une installation de recuit avec un temps de recuit de 0,3 à 24 h et des températures de 500 °C à 840 °C, de préférence de 520 °C à 600 °C avec un temps de recuit de 0,5 à 6 h,
 - éventuellement laminier à froid la bande chaude à température ambiante ou à température élevée avant la première passe de laminage en une ou plusieurs passes de laminage jusqu'à une épaisseur ≤ 3 mm avec un degré de laminage de 10 à 90 %, de préférence de 30 à 60 %,
 - éventuellement recuire la bande froide dans une installation de recuit avec un temps de recuit de 0,3 à 24 h et des températures de 500 °C à 840 °C, de préférence de 520 °C à 600 °C avec un temps de recuit de 0,5 à 6 h,
 - éventuellement dresser la bande chaude ou froide,
 - éventuellement effectuer une galvanisation électrolytique, une galvanisation à chaud ou appliquer avec un revêtement organique ou inorganique.
- 35
10. Procédé selon la revendication 9, **caractérisé en ce que** la première passe de laminage est effectuée lors du laminage à froid de la bande chaude à une température de 60 °C à 450 °C.
- 40
11. Procédé selon les revendications 9 et 10, **caractérisé en ce que** le produit plat en acier est en outre transformé en un composant.
- 45
12. Procédé selon la revendication 11, **caractérisé en ce que** le composant est un tube soudé longitudinalement ou soudé en spirale.
- 50
13. Procédé de production d'un produit en acier sous la forme d'un tube sans soudure, le procédé comprenant les étapes suivantes :
- 55
- produire une matière en fusion à partir d'un acier selon l'une des revendications 1 à 3 par le processus de l'aciérie à haut fourneau ou le processus du four électrique à arc, éventuellement à chaque fois avec traitement sous vide optionnel de la matière en fusion,

EP 3 535 431 B1

- couler l'acier dans un procédé de coulée continue pour obtenir une barre et diviser la barre en un bloc plein,
- chauffer le bloc à une température de formage de 700 °C à 1250 °C,
- perforer le bloc, qui est à la température de formage, pour obtenir un bloc creux,
- 5 - éventuellement chauffer à nouveau le bloc creux avant un laminage à chaud de 700 °C à 1250 °C,
- laminer à chaud par allongement du bloc creux pour obtenir une loupe et effectuer un laminage de finition sur la loupe pour obtenir le tube,
- éventuellement effectuer un chauffage intermédiaire entre les étapes de laminage à une température de 60 °C à 1250 °C,
- 10 - éventuellement effectuer un laminage de finition sur le tube sans soudure à une température allant de la température ambiante à une température inférieure à Ac3, de préférence 60 °C à 450 °C, de préférence à l'aide de l'effet TWIP,
- éventuellement décaper le tube,
- éventuellement effectuer un écrouissage ou un laminage de calibrage,
- 15 - éventuellement effectuer ensuite un formage ou un étirement du tube,
- éventuellement effectuer une expansion ou formage à haute pression interne, éventuellement à une température allant de la température ambiante à une température inférieure à la température Ac3, de préférence 60 °C à 450 °C,
- éventuellement utiliser l'effet TRIP lors du formage de la température ambiante à 60 °C pour obtenir une résistance plus élevée,
- 20 - éventuellement utiliser l'effet TWIP lors du formage dans une plage de température de 60 °C à 450 °C pour obtenir un allongement à la rupture résiduel plus élevé et une limite d'élasticité plus élevée,
- éventuellement effectuer un traitement thermique final de 400 °C à 900 °C pendant 1 min à 24 h dans un dispositif de recuit continu ou stationnaire, des temps plus courts ayant tendance à être associés à des températures plus élevées et vice versa,
- 25 - éventuellement effectuer un traitement supplémentaire sur le tube sans soudure pour obtenir un composant au moyen d'un formage à haute pression interne, d'un formage à basse température ou d'un formage à haute pression interne et à basse température.

30

35

40

45

50

55

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

- EP 2641987 A2 **[0003]**
- US 5256219 A **[0004]**
- US 5310431 A **[0005]**
- US 4257808 A **[0006]**
- CN 103422017 A **[0007]**
- US 20140230971 A1 **[0008]**
- WO 2006011503 A1 **[0009]**
- EP 2055797 A1 **[0010]**
- DE 102012013113 A1 **[0011]**
- WO 2005061152 A1 **[0012]**