



(11) **EP 1 319 091 B1**

(12) **EUROPÄISCHE PATENTSCHRIFT**

(45) Veröffentlichungstag und Bekanntmachung des
Hinweises auf die Patenterteilung:
03.01.2007 Patentblatt 2007/01

(51) Int Cl.:
C22C 38/38 (2006.01) **C22C 38/58** (2006.01)
C21D 8/02 (2006.01) **B22D 11/06** (2006.01)

(21) Anmeldenummer: **01978372.9**

(86) Internationale Anmeldenummer:
PCT/EP2001/010645

(22) Anmeldetag: **14.09.2001**

(87) Internationale Veröffentlichungsnummer:
WO 2002/024969 (28.03.2002 Gazette 2002/12)

(54) **VERFAHREN ZUM HERSTELLEN EINES ÜBERWIEGEND AUS MN-AUSTENIT BESTEHENDEN STAHLBANDS ODER -BLECHS**

METHOD FOR PRODUCING A STEEL STRIP OR SHEET CONSISTING PREDOMINANTLY OF MN-AUSTENITE

PROCEDE DE FABRICATION D'UN FEUILLARD OU D'UNE TOLE D'ACIER, CONSTITUES PRINCIPALEMENT D'ACIER AUSTENIQUE AU MANGANESE

(84) Benannte Vertragsstaaten:
**AT BE CH CY DE DK ES FI FR GB GR IE IT LI LU
MC NL PT SE TR**

(30) Priorität: **19.09.2000 DE 10046181**

(43) Veröffentlichungstag der Anmeldung:
18.06.2003 Patentblatt 2003/25

(73) Patentinhaber: **ThyssenKrupp Nirosta GmbH
47807 Krefeld (DE)**

(72) Erfinder:
• **BRÜCKNER, Gabriele**
45219 Essen (DE)
• **SCHLUMP, Wolfgang**
45136 Essen (DE)
• **KRAUTSCHICK, Hans-Joachim**
42657 Solingen (DE)

(74) Vertreter: **Simons, Johannes**
COHAUSZ & FLORACK
Patent- und Rechtsanwälte
Bleichstrasse 14
40211 Düsseldorf (DE)

(56) Entgegenhaltungen:
EP-A- 0 969 113 DE-A- 19 900 199
US-A- 4 946 644

- **PATENT ABSTRACTS OF JAPAN** vol. 1995, no. 07, 31. August 1995 (1995-08-31) -& JP 07 090471 A (NIPPON STEEL CORP), 4. April 1995 (1995-04-04)
- **J.P. BIRAT: "Coulée continue de bandes d'acier" TECHNIQUES DE L'ING'NIEUR, MAT'RIAUX M'ALLIQUES**, Bd. m, Nr. 7816, März 2000 (2000-03), Seiten 1-10, XP002188728
- **H.U. LINDENBERG ET AL: "Eurostrip-state of the art of strip casting" STAHL UND EISEN**, Bd. 121, Nr. 12, Dezember 2001 (2001-12), Seiten 97-104, XP002188729

Anmerkung: Innerhalb von neun Monaten nach der Bekanntmachung des Hinweises auf die Erteilung des europäischen Patents kann jedermann beim Europäischen Patentamt gegen das erteilte europäische Patent Einspruch einlegen. Der Einspruch ist schriftlich einzureichen und zu begründen. Er gilt erst als eingelegt, wenn die Einspruchsgebühr entrichtet worden ist. (Art. 99(1) Europäisches Patentübereinkommen).

EP 1 319 091 B1

Beschreibung

[0001] Die Erfindung betrifft ein Verfahren zum Herstellen eines überwiegend aus Mn-Austenit bestehenden Stahlbands oder -blechs. Stähle, die zur Herstellung derartiger Produkte geeignet sind, werden der AISI 200 zugeordnet und tragen dort die Bezeichnung S20100 bis S24000. Stahlwerkstoffe dieser Art zeichnen sich durch eine hohe Festigkeit aus, die nach einem Verschweißen auch im Bereich der Schweißnaht erhalten bleibt.

[0002] Diese guten Festigkeitseigenschaften werden durch interstitielle und substitutionelle Mischkristallhärtung erreicht. Besonders wirksam sind diesbezüglich Kohlenstoff und Stickstoff. Höhere Kohlenstoff-Gehalte werden allerdings wegen der unerwünschten Karbidbildung vermieden. Daher wird bevorzugt Stickstoff zur interstitiellen Mischkristallhärtung in Stählen der in Rede stehenden Art eingesetzt. Die Erzeugung von Stählen mit erhöhtem Stickstoff-Gehalt ist allerdings in Bezug auf die Legierungsbestandteile oder die zur Erzeugung benötigten Apparaturen aufwendig.

[0003] Bei einem bekannten Verfahren zur Erzeugung von Stählen mit höheren Stickstoff-Gehalten wird die Schmelze unter Druckbeaufschlagung erschmolzen. Der auf der Schmelze lastende Druck liegt dabei so weit über dem Partialdruck des Stickstoffs, daß der Stickstoff in dem jeweiligen Stahl in Lösung geht. Der Vorteil dieser Vorgehensweise besteht darin, daß Stähle mit höheren Stickstoffgehalten ohne die Zugabe von besonderen Mengen anderer Legierungselemente hergestellt werden können. Nachteilig ist jedoch der dazu erforderliche hohe apparative Aufwand.

[0004] Ein alternatives Vorgehen zum Inlösungsbringen des Stickstoffs durch eine Druckbeaufschlagung beim Er-schmelzen besteht darin, die Löslichkeit der Schmelze selbst zu erhöhen. Dies kann durch hohe Gehalte an Chrom und Mangan erreicht werden. Eine von M. du Toit erstellte Beschreibung der Eigenschaften von entsprechend zusammen-gesetzten Stählen findet sich derzeit im Internet unter der Adresse "www.tecnet.co.za/mags/steel/feature1.htm". Die bekannten Stähle lassen sich ohne eine Druckbeaufschlagung erschmelzen und konventionell vergießen, nicht jedoch im Stranguß. Der Verguß der bekannten Stähle bringt daher hohe Kosten mit sich.

[0005] Eine weitere Erhöhung der Festigkeit von Stählen der voranstehend erläuterten, konventionell vergießbaren Stähle kann durch Zulegieren von Aluminium und / oder Silizium erreicht werden. Diese beiden Elemente unterstützen die Mischkristallhärtung und führen so zu einer weiteren Steigerung der Festigkeit. Außerdem läßt sich durch die Zugabe von Aluminium und Silizium die Stapelfehlerenergie beeinflussen, welche wiederum Einfluß auf die Verformungsvorgänge hat. So führt die Zugabe von Aluminium zu einer Erhöhung der Stapelfehlerenergie und begünstigt die Verformung durch Zwillingsbildung. Silizium dagegen senkt demgegenüber die Stapelfehlerenergie, begünstigt jedoch die Verformung über Martensitbildung. Durch die kombinierte Zugabe von Silizium und Aluminium kann somit gezielt Einfluß auf die Verfestigung des Werkstoffs bei Verformung genommen werden. Die Bildung von Martensit führt zu einer hohen Verfestigung, während durch Zwillingsbildung die Verfestigung herabgesetzt wird.

[0006] Den Vorzügen der Zugabe von Gehalten an Aluminium und Silizium zu Stählen der in Rede stehenden Art steht der Nachteil gegenüber, daß sie Ferritbildner sind und die primäre ferritische Erstarrung begünstigen. Der entstehende Ferrit hat nur eine geringe Löslichkeit für Stickstoff. Letzterer wird infolgedessen bei der Erstarrung in Form von Gasblasen ausgeschieden. Um dennoch einen austenitischen Stahl von hoher Festigkeit unter Beibehaltung des erhöhten Stickstoff-Gehaltes zu erreichen, müßte daher der Austenit stabilisiert werden. Die dazu erforderlichen weiter erhöhten Gehalte an Mangan führen jedoch neben einer Erhöhung der Rohstoffkosten zu erheblichen Problemen bei der Erzeugung derart hoch manganhaltiger Stähle im Stahlwerk.

[0007] Aus der JP 07-090471 A ist ein Stahl und ein Verfahren zu seiner Herstellung bekannt, der hohe Stickstoff- und Mangan-Gehalte aufweist und über konventionellen Brammenguß erzeugt wird. Der bekannte Stahl enthält kein Aluminium und besitzt Si-Gehalte von weniger als 1 %. Mittels einer komplexen Formel wird die Zusammensetzung des bekannten Stahls und damit einhergehend der δ -Fe-Gehalt der Stahlschmelze unter Berücksichtigung der Stickstoffkonzentration und eines die N-Löslichkeit repräsentierenden Stickstoffäquivalents so eingestellt, daß die Entstehung von Gasblasen im Zuge des konventionell erfolgenden Abgießens der Schmelze zu Brammen verhindert wird. Jedes der Legierungselemente, die in dem bekannten Stahl enthalten sein können, haben dabei einen unmittelbaren Einfluss auf den betrachteten δ -Fe-Anteil und das Stickstoffäquivalent. Daher sind die Möglichkeiten der Variation der Legierung des bekannten Stahls stark beschränkt. Darüber hinaus sind die bei der Einstellung der bekannten Legierung zu beachtenden Zusammenhänge so komplex, dass sie für einen Einsatz in der Praxis ungeeignet sind.

[0008] Des Weiteren ist aus der US 4,946,644 eine Möglichkeit einer ebenfalls auf konventionellem Brammenguß basierenden Herstellung eines hochmanganhaltigen und gleichzeitig hohe Stickstoffkonzentrationen aufweisenden Stahls bekannt. Der bekannte Stahl enthält 13 - 17 % Cr, 8 - 12 % Mn, 0,05 - 0,2 % C, 0,15 - 0,23 % N, $\leq 1,5$ % Ni, ≤ 1 % Si, ≤ 1 % Cu, Rest Fe und unvermeidbare Verunreinigungen. Das Problem des Vergießens eines derart zusammengesetzten Stahls ist dabei jedoch nicht behandelt worden. Stattdessen ist in der US 4,946,644 lediglich festgestellt worden, dass ein Stahl, der 14 % Cr, 10 % Mn und 0,11 % C bei einem Stickstoffgehalt von 0,23 % unerwünschte Porositäten zeigte. Daher ist bei diesem Stand der Technik der Stickstoffgehalt auf 0,16 - 0,22 % begrenzt worden.

[0009] In dem Artikel "Couleé continue de bandes d'acier" von J. P. Birat, TECHNIQUES DE L'INGÉNIEER, MATERIAUX METALLIQUES, Bd. M, Nr. 7816, März 2000 (2000-03), sind die technischen Abläufe beim Bandgießen in einer ZweiRollen-Gießanlage im einzelnen erläutert worden, ohne dass dabei auf die Besonderheiten der Erzeugung mangan-

und stickstoffhaltiger Stähle eingegangen worden ist. In vergleichbarer Weise ist auch im Artikel "Continuous Strip and Thin Slab Casting of Steel- An Overview" von M. Cyger et al., LECO Continuous Casting Symp. VII, Florida, 28-29/4/86, S. 1-39, lediglich erläutert worden, dass sich beim Gießen von Bändern mit Dicken von 0,65 - 1,70 mm hohe Abkühlraten erzielen lassen, die zwischen 10^4 °C/s bis 10^2 °C/s liegen. Allerdings beschränkt sich auch dieser Artikel auf die Darstellung der technischen Möglichkeiten des Bandgießens und nimmt keinen Bezug auf bestimmte Stahlsorten.

[0010] Die Aufgabe der Erfindung besteht darin, ein Verfahren zum Herstellen eines überwiegend aus Mn-Austenit bestehenden Stahls zu schaffen, der sich kostengerecht herstellen läßt und gleichzeitig eine gegenüber dem Stand der Technik erhöhte Festigkeit besitzt,

[0011] Diese Aufgabe wird durch ein Verfahren zum Herstellen eines überwiegend aus Mn-Austenit bestehenden Stahlbands (W) oder -blechs gelöst,

- bei dem ein Stahl erschmolzen wird, welcher (in Gew.-%) die folgenden Legierungsbestandteile enthält:

15,00 -	24,00 % Cr,
5,00 -	12,00 % Mn,
0,10 -	0,60 % N,
0,01 -	0,2 % C,
max.	0,07 % P,
max.	0,05 % S,
max.	0,5 % Nb,
max.	0,5 % V,
max.	3,0 % Ni,
max.	5,0 % Mo,
max.	2,0 % Cu

sowie

0,30 - 3,0 % Al und / oder 0,50 - 3,00 % Si, wobei die Summe der Gehalte an Al und Si 3,00 % nicht überschreitet, und als Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen,

und

- bei dem der Stahl in einem zwischen zwei rotierenden Walzen oder Rollen gebildeten Gießspalt zu einem Dünnband mit einer Dicke von max. 10 mm gegossen wird, wobei die Walzen oder Rollen derart stark gekühlt werden, daß das Dünnband im Gießspalt mit einer Abkühlgeschwindigkeit von mindestens 200 K/s abkühlt.

[0012] Vorzugsweise liegt die Dicke des Dünnbands zwischen 1 und 5 mm. Selbstverständlich schließt die Angabe der erfindungsgemäß verwendeten Stahlzusammensetzung grundsätzlich auch solche Legierungen ein, bei denen der Gehalt derjenigen Legierungselemente gleich null ist, zu denen nur eine maximal zulässige Obergrenze des Gehalts angegeben ist.

[0013] Gemäß weiterer Ausgestaltungen der Erfindung kann der Chrom-Gehalt des Stahls auf 17,00 - 21,00 Gew.-% Cr, der Mangan-Gehalt auf 8,00 - 12,00 Gew.-% Mn und / oder der Stickstoff-Gehalt auf 0,40 - 0,60 Gew.-% N beschränkt sein. Zusätzlich können Gehalte an Ni, Mo und / oder Cu in dem Stahl vorhanden sein.

[0014] Die Gehalte der in der erfindungsgemäß verwendeten Stahlzusammensetzung enthaltenen Legierungselemente sind jeweils hinsichtlich der Wirkung dieser Elemente optimiert. So erhöhen Cr, Mn, Mo, V, Nb und Al die Stickstofflöslichkeit in der Schmelze, während Ni, Cu als Austenitbildner und Si die Stickstofflöslichkeit herabsetzen. Wie erwähnt, wirkt Si jedoch gleichzeitig als Mischkristallhärter. Darüber hinaus wird es zur Kornfeinung eingesetzt und senkt die Stapelfehlerenergie. Al dagegen erhöht die Stapelfehlerenergie. Mo wirkt ebenfalls als Mischkristallhärter und verbessert das Korrosionsverhalten. V wirkt zusätzlich kornfeinend und erhöht die Festigkeit. Die Zugabe von Nb führt zu einer Steigerung der Festigkeit durch Ausscheidungshärtung.

[0015] Die Erfindung macht sich die grundsätzlich bekannte Technik einer Bandgießanlage zunutze, indem sie den Stahl in dem zwischen den Walzen oder Rollen beispielsweise einer Zweirollen-Gießapparatur ("Double roller") gebildeten Gießspalt vergießt und ihn dabei so stark abkühlt, daß es zu einer Verschiebung von primär ferritischen zu in Richtung zu primär austenitischen Erstarrung kommt. Dies ermöglicht es, den in der Schmelze gelösten Stickstoff in den Stahl zu überführen, denn der Austenit besitzt eine hohe Löslichkeit für Stickstoff. Die Möglichkeit einer derart intensiven Kühlung ist erst durch das Gießen eines Dünnbandes in einem Gießspalt eröffnet, dessen Wände, welche durch die Gießrollen oder -walzen gebildet sind, sich im wesentlichen mit derselben Geschwindigkeit bewegen wie das gegossene Band, so daß ein ständiger, intensiver Wärmeaustausch zwischen den Wänden (Gießrollen / -walze) und dem vergossenen Stahl im Gießspalt gewährleistet ist.

[0016] Durch die intensive, mit hoher Kühlgeschwindigkeit erfolgende Abkühlung ist sichergestellt, daß in der erstarrenden Schmelze möglicherweise entstehende Stickstoff-Gasblasen klein bleiben und der gegen sie gerichtete Druck

groß ist. Dies verhindert ein Ausgasen des Stickstoffs im Zuge der Erstarrung. Zusätzlich wird ein solches Austreten von Stickstoff durch den hohen ferrostatistischen Druck unterdrückt, der aufgrund der großen Höhe des Schmelzpool im Gießspalt eintritt. Auf diese Weise ist sichergestellt, daß der Druck P_N in den gegebenenfalls entstehenden Stickstoff-Gasblasen stets kleiner ist als die Summe aus dem Umgebungsdruck P_A , dem ferrostatistischen Druck P_F und dem Doppelten der Oberflächenspannung σ der Gasblasen bezogen auf den Blasenradius r (d.h. $P_N < P_A + P_F + 2\sigma/r$).

[0017] Die rasche Erstarrung des gegossenen Bandes beim Bandgießen eröffnet somit insbesondere in Verbindung mit Stählen der erfindungsgemäß verwendeten Art große Freiheiten hinsichtlich der Wahl der Stahlzusammensetzung. Wie erläutert, können durch die rasche Erstarrung größere Mengen an Stickstoff gelöst werden. Legierungselemente, welche die Werkstoffeigenschaften verbessern, können daher ohne Rücksicht auf ihren ggf. negativen Einfluß auf die Stickstofflöslichkeit in größeren Mengen als bei konventioneller Fertigungsweise hinzugegeben werden. Enthält beispielsweise der Stahl höhere Mengen an Si, so wird die bei konventioneller Fertigung aufgrund der langsamen Erstarrung und der damit einhergehenden verstärkten Ferritbildung bestehende Gefahr des Ausgasens von Stickstoff bei erfindungsgemäßer Vorgehensweise unterbunden. Auch im Fall erhöhter Al-Gehalte wird durch die erfindungsgemäß vorgesehene rasche Abkühlung die Bildung von AlN vermieden, welches sich bei langsamerer Abkühlung einstellt. Somit erlaubt es die Erfindung, ohne Rücksicht auf schädliche, durch die langsame Abkühlung bedingte Einflüsse durch geeignete Wahl der Al- und Si-Gehalte den Verformungsmechanismus der jeweils verwendeten Legierung gezielt so einzustellen, daß ein Endprodukt mit optimierten Eigenschaften erhalten wird.

[0018] Der durch die Erfindung erreichte Kostenvorteil bei der Verarbeitung von an sich schwer umformbaren Stählen der erfindungsgemäß verwendeten Art ist beträchtlich. Dies gilt sowohl für diejenigen bis zu 7,5 Gew.-% Mn enthaltenden Stähle, die sich im konventionellen Strangguß vergießen lassen, als auch für solche mehr als 7,5 Gew.-% Mn enthaltenden Stähle, die konventionell nur im Blockguß vergossen und anschließend in mehreren Walzstichen mit gegebenenfalls erforderlichen Wiedererwärmungen auf die gewünschte Enddicke gewalzt werden können.

[0019] Warmband aus stranggußfähiger Legierung kann derzeit auf einer konventionellen Warmbreitbandstraße nur mit Dicken von minimal 3,5 mm gefertigt werden. Die Erzeugung von Kaltband in den typischen Zieldicken von 0,8 - 1,2 mm ist nur durch Zwischenglühung darstellbar. Bei der erfindungsgemäßen Vorgehensweise über den Bandguß ist demgegenüber aufgrund der geringeren Dicke des erhaltenen Warmbandes eine Zwischenglühung nicht mehr notwendig. Da durch das erfindungsgemäß vorgesehene Bandgießen ein Dünnband erzeugt werden kann, dessen Enddicken zwischen 1 und 3 mm liegt, ist es in vielen Fällen zudem möglich, die Enddicke des erzeugten Bandes so einzustellen, daß ein Kaltwalzen ganz entfallen kann. Auf diese Weise können die durch die geringe Umformbarkeit von Mn-Austeniten hervorgerufenen Probleme bei der konventionellen Fertigungsweise vermieden werden.

[0020] Die erfindungsgemäße Vorgehensweise ermöglicht es, Stahlbänder und -bleche zu erzeugen, die besonders hohe Stickstoffgehalte von 0,4 bis 0,6 Gew.-% besitzen und denen gleichzeitig bis zu 3 % Aluminium und / oder Silizium zulegiert sind, ohne daß dazu die Stahlerzeugung unter Überdruck erfolgen muß oder besonders hohe Gehalte an Mangan erforderlich sind. Die derart erzeugten Stahlprodukte besitzen bei einer geringen Macroseigerung oder geringer Anzahl grober Einschlüsse ein feinkörniges, isotropes Gefüge. Aufgrund seines Al- und / oder Si-Gehaltes weisen sie zudem eine gegenüber dem Stand der Technik erhöhte Festigkeit und Duktilität auf. Bei einem erfindungsgemäß erzeugten Stahlband oder -blech kann zudem durch die Legierungswahl die Verfestigung und damit die Energieabsorption bei Verformung gezielt eingestellt werden.

[0021] Vorzugsweise erfolgt das Gießen des Dünnbandes unter einer Schutzgasatmosphäre. Durch das Gießen unter Schutzgas läßt sich auf einfache Weise ein Dünnband mit modifizierter Oberfläche erzeugen, deren Oxidationsgrad gezielt beeinflußt werden kann. So kann eine Zunderbildung vermieden werden.

[0022] Das derart beschaffene Band kann anschließend ohne die Gefahr eines Verklebens der Walzen in einem Walzgerüst "inline" warmgewalzt werden. Besonders vorteilhaft ist es in diesem Zusammenhang, wenn das Dünnband vor dem Warmwalzen auf eine Walzanfangstemperatur erwärmt wird. Durch diese Temperaturerhöhung lassen sich beim Warmwalzen höhere Umformgrade erzielen.

[0023] Indem das Warmband nach dem Warmwalzen einer Wärmebehandlung unterzogen wird, kann sein Gefüge gezielt optimiert werden. Dabei kann die Wärmebehandlung eine Glüfung und eine anschließende gesteuerte Abkühlung umfassen.

[0024] Erfindungsgemäß erzeugte Stahlbleche eignen sich aufgrund ihres Eigenschaftsspektrums in besonderer Weise für die Herstellung von Karosserieblechteilen, von insbesondere im allgemeinen Fahrzeugbau und speziell im Automobilbau eingesetzten versteifenden Strukturkomponenten, von Fahrwerksteilen, von Fahrzeugrädern sowie von Kraftstofftanks. Bei all diesen Verwendungen wirken sich die besonders guten Festigkeitseigenschaften von nach dem erfindungsgemäßen Verfahren erzeugten Stahlblechen vorteilhaft auf. Darüber hinaus erweist sich die gute Korrosionsbeständigkeit erfindungsgemäßer Stahlbleche und -bänder bei solchen Verwendungen als vorteilhaft, bei denen sie mit aggressiven Medien, wie beispielsweise Kraftstoffen, in Berührung kommen.

[0025] Nachfolgend wird die Erfindung anhand einer Ausführungsbeispiel darstellenden Zeichnung näher erläutert.

[0026] Die einzige Figur zeigt schematisch eine Bandgießanlage 1. In dieser Anlage wird beispielsweise ein Stahl verarbeitet, der neben den üblichen unvermeidbaren Verunreinigungen (in Gew.-%) 0,08 % C, 0,5 % Si, 10 % Mn, 19

% Cr, 0,5 % N, 0,3 % Al und als Rest Eisen enthält.

[0027] Die Bandgießanlage 1 umfaßt eine als "double roller" bezeichnete Zweiwalzen-Gießapparatur, von der in der Figur die um jeweils eine Drehachse gegenläufig rotierenden Walzen 2,3 dargestellt sind. Zwischen den Walzen 2,3 ist ein Gießspalt 4 gebildet, der laufend mit Schmelze befüllt wird, so daß sich oberhalb des Gießspalts 4 ein Schmelzenpool S bildet.

[0028] Über nicht dargestellte Kühleinrichtungen werden die Walzen 2,3 während des Gießvorgangs intensiv gekühlt, so daß die in den Gießspalt 4 eintretende Schmelze mit Abkühlgeschwindigkeiten von mehr als 200 K/s primär austenitisch erstarrt und den Gießspalt 4 als Dünnband D mit einer Dicke von 1 bis 5 mm verläßt. Das derart erzeugte Dünnband D durchläuft anschließend einen Ofen 5, in dem es auf eine Walzanfangstemperatur erwärmt wird.

[0029] Sowohl die Zweiwalzen-Gießeinrichtung mit den Walzen 2,3 als auch der Ofen 5 sind in einer Einhausung 6 untergebracht, in der eine Schutzgasatmosphäre enthalten ist. Durch das Gießen des Dünnbandes D und seine Wiedererwärmung im Ofen 5 unter Schutzgas wird die Entstehung von Zunder auf der Oberfläche des Dünnbandes D weitestgehend vermieden.

[0030] Das auf Walzanfangstemperatur erwärmte Dünnband D tritt in ein Walzwerk 7 ein, in welchem es auf ein Endmaß warmgewalzt wird. Aufgrund der hohen Walzanfangstemperatur sind dabei große Umformgrade möglich. Das aus dem im wesentlichen zunderfrei in das Walzwerk gelangende Dünnband D gewalzte Warmband W weist nach dem Warmwalzen eine besonders hochwertige Oberfläche auf.

[0031] Nach dem Warmwalzen im Walzwerk 7 wird das Warmband W in einem Durchlaufglühofen 8 geglüht und anschließend unter einer Kühleinrichtung 9 kontrolliert abgekühlt, um sein Gefüge gezielt zu verbessern. Das derart wärmebehandelte Warmband W wird schließlich zu einem Haspel 10 gewickelt.

[0032] In der voranstehend erläuterten Weise erzeugtes Stahlband weist gegenüber herkömmlich zusammengesetzten und erzeugten Stahlbändern aufgrund seines durch die schnelle Abkühlung zwischen den Walzen 2,3 der Zweiwalzen-Gießapparatur erzielten hohen Stickstoff-Gehaltes besonders hohe Festigkeit bei gleichzeitig guter Verformbarkeit und ebenso gutem Energieaufnahmevermögen auf.

[0033] In der nachfolgenden Tabelle sind die überlegenen Festigkeitswerte des in der Gießwalzanlage 1 erfindungsgemäß erzeugten Warmbands W den Festigkeitswerten von konventionell durch Strangguß erzeugten Mn-Austenit-Stählen gegenübergestellt.

	R _{P0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A80 [%]
Erfindung	550 - 650	850 - 900	35 - 45
Konventionell	420	750 - 800	50

BEZUGSZEICHEN

[0034]

- 1 Gießwalzanlage
- 2,3 Walzen
- 4 Gießspalt
- 5 Ofen
- 6 Einhausung
- 7 Walzwerk
- 8 Durchlaufglühofen
- 9 Kühleinrichtung
- 10 Haspel

- D Dünnband
- W Warmband
- S Schmelzenpool

Patentansprüche

1. Verfahren zum Herstellen eines überwiegend aus Mn-Austenit bestehenden Stahlbands (w) oder -blechs,

- bei dem ein Stahl erschmolzen wird, welcher (in Gew.-%) die folgenden Legierungsbestandteile enthält:

EP 1 319 091 B1

15,00 - 24,00 % Cr,
5,00 - 12,00 % Mn,
0,10 - 0,60 % N,
0,01 - 0,2 % C,
max. 0,07 % P,
max. 0,05 % S,
max. 0,5 % Nb,
max. 0,5 % V,
max. 3,0 % Ni,
max. 5,0 % Mo,
max. 2,0 % Cu

sowie

0,30 - 3,0 % Al und / oder 0,50 - 3,00 % Si, wobei die Summe der Gehalte an Al und Si 3,00 % nicht überschreitet, und als Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen,

und

- bei dem der Stahl in einem zwischen zwei rotierenden Walzen (2,3) oder Rollen gebildeten Gießspalt zu einem Dünnband (D) mit einer Dicke von max. 10 mm gegossen wird, wobei die Walzen (2,3) oder Rollen derart stark gekühlt werden, daß das Dünnband (D) im Gießspalt (4) mit einer Abkühlgeschwindigkeit von mindestens 200 K/s abkühlt.

2. Verfahren nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, daß** die Dicke des Dünnbands (D) 1 bis 5 mm beträgt.
3. Verfahren nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, daß** der Stahl 17,00 - 21,00 Gew.-% Cr enthält.
4. Verfahren nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, daß** der Stahl 8,00 - 12,00 Gew.-% Mn enthält.
5. Verfahren nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, daß** der Stahl 0,40 - 0,60 Gew.-% N enthält.
6. Verfahren nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, daß** der Stahl zusätzlich Gehalte an Ni, Mo und / oder Cu enthält.
7. Verfahren nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, daß** das Gießen des Dünnbandes (D) unter einer Schutzgasatmosphäre erfolgt.
8. Verfahren nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, daß** das Dünnband (D) im Anschluß an das Gießen kontinuierlich zu einem Warmband (w) warmgewalzt wird.
9. Verfahren nach Anspruch 8, **dadurch gekennzeichnet, daß** das Dünnband (D) vor dem Warmwalzen auf eine Walzanfangstemperatur erwärmt wird.
10. Verfahren nach Anspruch 9, **dadurch gekennzeichnet, daß** die Erwärmung unter Schutzgas erfolgt.
11. Verfahren nach einem der Ansprüche 8 bis 10, **dadurch gekennzeichnet, daß** das Warmband (W) nach dem Warmwalzen einer Wärmebehandlung unterzogen wird.

Claims

1. Method for manufacturing a steel strip (W) or sheet consisting predominantly of Mn austenite,

- in which a steel is smelted which contains the following alloy constituents (in % by weight):

15.00 - 24.00 % Cr,
5.00 - 12.00 % Mn,
0.10 - 0.60 % N,
0.01 - 0.2 % C,
max. 0.07 % P,
max. 0.05 % S,
max. 0.5 % Nb,
max. 0.5 % V,
max. 3.0 % Ni,
max. 5.0 % Mo,
max. 2.0 % Cu

and

0.30 - 3.0 % Al and/or 0.50 - 3.00 % Si, wherein the total content of Al and Si does not exceed 3.00 %, and as a remainder iron and unavoidable impurities,

and

- in which the steel is cast to form a thin strip (D) with a thickness of max. 10 mm in a casting gap formed between two rotating rollers (2, 3) or rolls, wherein the rollers (2, 3) or rolls are cooled intensively in such a way that the thin strip (D) in the casting gap (4) cools at a cooling rate of at least 200 K/s.

2. Method according to Claim 1, **characterised in that** the thickness of the thin strip (D) is 1 to 5 mm.
3. Method according to one of the preceding claims, **characterised in that** the steel contains 17.00 - 21.00 % by weight Cr.
4. Method according to one of the preceding claims, **characterised in that** the steel contains 8.00 - 12.00 % by weight Mn.
5. Method according to one of the preceding claims, **characterised in that** the steel contains 0.40 - 0.60 % by weight N.
6. Method according to one of the preceding claims, **characterised in that** the steel additionally contains Ni, Mo and/or Cu.
7. Method according to one of the preceding claims, **characterised in that** the casting of the thin strip (D) takes place in a protective gas atmosphere.
8. Method according to one of the preceding claims, **characterised in that** following the casting, the thin strip (D) is continuously hot-rolled to give a hot-rolled strip (W).
9. Method according to Claim 8, **characterised in that** before hot rolling the thin strip (D) is heated to an initial rolling temperature.
10. Method according to Claim 9, **characterised in that** the heating takes place under protective gas.
11. Method according to one of Claims 8 to 10, **characterised in that** after hot rolling the hot-rolled strip (W) is subjected to a heat treatment.

Revendications

1. Procédé de fabrication d'un feuillard ou d'une tôle d'acier constitué principalement d'acier austénite au manganèse
- dans lequel un acier est fondu, qui comprend (% en poids) les teneurs d'alliage suivants

EP 1 319 091 B1

	15,00 -	24 % Cr,
	5,00 -	12 % Mn,
5	0, 10 -	0,60 % N,
	0, 01 -	0,2 % C,
	max	0,07 % P,
	max	0,05 % S,
	max	0,5 % Nb,
10	max.	0,5 % V,
	max	3,0 % Ni,
	max	5,0 % Mo,

15 Max 2,0 % Cu, ainsi que 0,3 - 3,0 % Al et/ou 0,50 - 3,00 Si, dans lequel la somme des teneurs en Al et Si ne dépasse pas 3 %, le reste étant du fer et les impuretés inévitables, et dans lequel l'acier est coulé dans une fente de coulée entre deux cylindres (2,3) ou rouleaux en une bande mince (D) avec une épaisseur de max. 10 mm, dans lequel les cylindres (2,3) ou rouleaux sont fortement refroidis, de manière à ce que la bande (D) dans la fente (4) soit refroidit à une vitesse de refroidissement d'au moins 200 K/s.

- 20 2. Procédé selon la revendication 1 **caractérisé en ce que** l'épaisseur de la bande mince (D) est comprise entre 1 et 5 mm.
- 25 3. Procédé selon l'une des revendications précédentes, **caractérisé en ce que** l'acier contient entre 17,00 et 21,00 % en poids de Cr.
4. Procédé selon l'une des revendications précédentes, **caractérisé en ce que** l'acier contient entre 8,00 et 12,00 % en poids de Mn.
- 30 5. Procédé selon l'une des revendications précédentes, **caractérisé en ce que** l'acier contient 0,40 - 0,60 % en poids de N.
- 35 6. Procédé selon l'une des revendications précédentes, **caractérisé en ce que** l'acier contient en outre des quantités de Ni, Mo et/ou Cu.
7. Procédé selon l'une des revendications précédentes, **caractérisé en ce que** la coulée de la bande mince (D) se produit sous atmosphère inerte.
- 40 8. Procédé selon l'une des revendications précédentes, **caractérisé en ce que** la bande mince (D) à la sortie de la coulée est laminée à chaud en continu en feuillard à chaud (W).
9. Procédé la revendication 8, **caractérisé en ce que** la bande mince (D) avant le laminage à chaud est réchauffé à une température initiale de laminage.
- 45 10. Procédé selon la revendication 9, **caractérisé en ce que** le réchauffement est effectué sous un gaz inerte.
- 50 11. Procédé selon l'une des revendications 8 à 10, **caractérisé en ce que** le feuillard à chaud (W) après le laminage à chaud est soumis à un traitement thermique.
- 55

