

(19)



(11)

EP 2 366 035 B1

(12)

EUROPÄISCHE PATENTSCHRIFT

(45) Veröffentlichungstag und Bekanntmachung des Hinweises auf die Patenterteilung:
05.07.2017 Patentblatt 2017/27

(51) Int Cl.:
C21D 6/00 ^(2006.01) **C21D 8/02** ^(2006.01)
C22C 38/04 ^(2006.01)

(21) Anmeldenummer: **09760726.1**

(86) Internationale Anmeldenummer:
PCT/EP2009/008065

(22) Anmeldetag: **12.11.2009**

(87) Internationale Veröffentlichungsnummer:
WO 2010/054813 (20.05.2010 Gazette 2010/20)

(54) **MANGANSTAHLBAND MIT ERHÖHTEM PHOSPHORGEHALT UND VERFAHREN ZUR HERSTELLUNG DESSELBEN**

MANGANESE STEEL STRIP HAVING AN INCREASED PHOSPHORUS CONTENT AND PROCESS FOR PRODUCING THE SAME

FEUILLARD D'ACIER AU MANGANÈSE À TENEUR ACCRUE EN PHOSPHORE ET SON PROCÉDÉ DE FABRICATION

(84) Benannte Vertragsstaaten:
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 SE SI SK SM TR

(30) Priorität: **12.11.2008 DE 102008056844**

(43) Veröffentlichungstag der Anmeldung:
21.09.2011 Patentblatt 2011/38

(73) Patentinhaber: **Voestalpine Stahl GmbH**
4020 Linz (AT)

(72) Erfinder:
• **SCHNEIDER, Reinhold**
4600 Wels (AT)

- **SAMEK, Ludovic**
4030 Linz (AT)
- **ARENHOLZ, Enno**
4040 Plesching (AT)
- **MRACZEK, Klemens**
A-4060 Leonding (AT)

(74) Vertreter: **Patentanwälte Lambsdorff & Lange**
Dingolfinger Strasse 6
81673 München (DE)

(56) Entgegenhaltungen:
FR-A1- 2 857 980 **FR-A1- 2 881 144**
US-A1- 2008 035 248

EP 2 366 035 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 austenitisches Manganstahlband sowie ein Verfahren zur Herstellung austenitischer Manganstahlbänder. Ferner betrifft die Erfindung ein Manganstahlblech mit einem umgeformten, insbesondere streck- bzw. tiefgezogenen Stahlblechabschnitt.

[0002] Mangan-Austenite sind Leichtbaustähle, die besonders fest und zugleich dehnbar sind. Die durch die höhere Festigkeit ermöglichte Gewichtsreduktion macht Mangan-Austenite zu einem Werkstoff mit großem Potential in der Fahrzeugindustrie. Denn durch leichtere Karosserien kann der Kraftstoffverbrauch gesenkt werden, wobei eine hohe Dehnungsfähigkeit und Stabilität für die Herstellung der Karosserieteile sowie für deren Crash-Verhalten von Bedeutung sind.

[0003] Bekannt sind bereits TRIP-Stähle (TRAnsformation Induced Plasticity), die zunehmend in der Automobilindustrie Verwendung finden. Hochlegierte TRIP-Stähle erreichen hohe Zugfestigkeiten bis über 1000 MPa und können Dehnbarkeiten bis etwa 30% aufweisen. Aufgrund dieser hohen mechanischen Eigenschaften können dünnere Bleche und damit eine Reduzierung des Karosseriegewichts im Fahrzeugbau erreicht werden. TRIP-Stahl besteht aus mehreren Phasen von Eisen-Kohlenstoff-Legierungen, im Wesentlichen aus Ferrit, Bainit und kohlenstoffreichem Rest-Austenit. Der TRIP-Effekt basiert auf der verformungsinduzierte Umwandlung des Rest-Austenits in Martensit. Diese Umbildung des Kristallgefüges bewirkt eine gleichzeitige Steigerung der Festigkeit und Umformbarkeit bei der Produktherstellung oder bei der Produktverwendung im Crash-Fall. Der TRIP-Effekt kann gezielt durch Beimengung der Legierungselemente Aluminium und Silizium beeinflusst werden.

[0004] Beim TRIP-Stahl wird bereits beim Tiefziehen des Karosserieteils ein gewisser Anteil des Austenits in die hochfeste martensitische Phase (α -Martensit) umgewandelt, die sich kaum noch dehnen lässt. Es ist daher möglich, dass bei TRIP-Stählen für den Crash-Fall nur noch eine relativ geringe Dehnungsreserve übrig bleibt.

[0005] Die kürzlich entwickelten TWIP-Stähle unterscheiden sich von den TRIP-Stählen dadurch, dass sie eine höhere Bruchdehnung (50% und mehr) aufweisen. Die Abkürzung TWIP steht für "TWinning Induced Plasticity", also eine Plastizität, die durch Zwillingsbildung induziert wird. Die besondere Dehnbarkeit von TWIP-Stählen kann durch unterschiedliche Mechanismen im Kristallgefüge hervorgerufen werden. Beispielsweise kann die Dehnbarkeit durch Gitterfehler im Kristallgefüge begünstigt werden, an welchen die Kristallstruktur verformungsinduziert umklappen kann, wobei der Umklappmechanismus an einer Spiegelebene abläuft und regelmäßig gespiegelte Kristallbereiche (sogenannte Zwillinge) entstehen lässt. Es lassen sich unterschiedliche Zwillingsbildungstypen unterscheiden. Ferner ist bekannt, dass weitere Effekte wie beispielsweise das Auftreten von Gleitbändern die mechanischen Eigenschaften beeinflussen können. Aufgrund der hohen Dehnbarkeit eignen sich TWIP-Stähle hervorragend zur Herstellung von Blechen in der Fahrzeugindustrie, insbesondere für unfallrelevante Bereiche der Karosserie. TWIP-Stähle haben ein austenitisches Gefüge und zeichnen sich durch einen hohen Mangangehalt (üblicherweise über 25%) und relativ hohe Legierungszusätze von Aluminium und Silizium aus.

[0006] So sind beispielsweise warm- und kaltgewalzte austenitische Manganstahlbänder aus der US 2008/0035248 A1 bekannt, welche einen Phosphorgehalt von maximal 0,05% aufweisen und deren mittlere Korngrößen mit $\leq 10 \mu\text{m}$ für warmgewalzten Manganstahl beziehungsweise $< 5 \mu\text{m}$ für kaltgewalzten Manganstahl angegeben sind.

[0007] In der FR 2 857 980 A1 werden sowohl warm- als auch kaltgewalzte Manganstahlbänder mit einem maximalen Phosphorgehalt von 0,08% sowie entsprechende Herstellungsprozesse dafür beschrieben. Für warmgewalzte Manganstahlbänder liegt die mittlere Korngröße unterhalb von $18 \mu\text{m}$, während die mittlere Korngröße für kaltgewalzte Manganstahlbänder nach dem letzten Fertigungsschritt unterhalb von $10 \mu\text{m}$ bleibt.

[0008] Eine der Erfindung zugrunde liegende Aufgabenstellung kann darin bestehen, einen Stahl mit verbesserten mechanischen Eigenschaften zu schaffen. Insbesondere soll eine gute Schweißbarkeit des Stahls und/oder eine gute Umformbarkeit erreichbar sein. Ferner zielt die Erfindung darauf ab, ein Verfahren zur Herstellung eines Stahls mit verbesserten mechanischen Eigenschaften, insbesondere hohe Duktilität in Kombination mit hoher Zugfestigkeit, und insbesondere einer guten Schweißbarkeit und einer guten Umformbarkeit anzugeben.

[0009] Die der Erfindung zugrunde liegende Aufgabenstellung wird durch die Merkmale der unabhängigen Ansprüche gelöst. Vorteilhafte Ausgestaltungen und Weiterbildungen sind in den abhängigen Ansprüchen angegeben.

[0010] Es wurde festgestellt, dass sich mit einem erfindungsgemäßen austenitischen Manganstahlband hohe mechanische Eigenschaften und eine gute Schweißbarkeit sowie eine gute Umformbarkeit erzielen lassen. Der erfindungsgemäße Stahl zeichnet sich unter anderem dadurch aus, dass bei einem Kohlenstoff-Gehalt in Gew. -% von etwa $0,4\% \leq C \leq 1,2\%$ ein Mangan-Gehalt von etwa $12,0\% \leq \text{Mn} \leq 25,0\%$ vorhanden ist. Die Prozentangaben von chemischen Bestandteilen beziehen sich in dieser Schrift stets auf Angaben in Gew. -%, Phosphor, das die Streckgrenze bzw. Zugfestigkeit erhöht, die Bruchdehnung vermindert, die Sprödigkeit fördert, die Austenit-Stabilität absenkt, die Zementitausscheidung behindert und die Schweißbarkeit üblicherweise mindert, wird erfindungsgemäß in einem verhältnismäßig hohen Anteil von mindestens 0,03% dazu legiert werden. Dabei stellte sich heraus, dass bei einem weitgehenden Verzicht auf das Legierungselement Aluminium ($\text{Al} \leq 0,05\%$) mit diesem Legierungskonzept hohe mechanische Eigenschaften und eine überraschend gute Schweißbarkeit bei sehr guter Umformbarkeit des hergestellten Manganstahlbandes

des erzielt werden können.

[0011] Bei einem warmgewalzten austenitischen Manganstahlband mit der erfindungsgemäßen chemischen Zusammensetzung kann ein Produkt aus Bruchdehnung in MPa und Zugfestigkeit in Prozent von über 65.000 MPa%, insbesondere über 70.000 MPa% erreicht werden. Bei einem kaltgewalzten austenitischen Manganstahlband mit der erfindungsgemäßen chemischen Zusammensetzung liegt dieses Produkt über 75.000 MPa% und kann über 80.000 MPa%, insbesondere auch über 85.000 MPa%, vorzugsweise über 100.000 MPa% liegen.

[0012] Es wird angenommen, dass die guten mechanischen Eigenschaften des erfindungsgemäßen Manganstahls auf einer Kombination zumindest der folgenden drei Mechanismen beruhen:

(1) Mikro- und Nanozwillingsbildung mit hoher Dichte:

Es wurde bei den erfindungsgemäßen Stählen eine Bevorzugung von Mikrozwillingbildung (d.h. der Bildung von kleinen Zwillingen mit geringer Dicke) beim Umformprozess im Kristallgefüge festgestellt. Die nach Umformbeanspruchung (z.B. Tiefziehen) festgestellte hohe Dichte der Mikrozwillinge und ihre geringe Dicke im Vergleich zur Dichte und Dicke der Mikrozwillinge bei konventionellen hochmanganlegierten Stählen bewirken eine Erhöhung der Bruchdehnung. Dies ist zumindest teilweise auf die Tatsache zurückzuführen, dass mit der Dichte der Zwillinge die Anzahl an Versetzungshindernissen deutlich ansteigt. Die mittlere Dicke der Mikrozwillinge lag bei Proben des erfindungsgemäßen Manganstahlbandes, nachdem sie einem Umformprozess unterzogen worden waren, vorzugsweise unterhalb von 30 nm, insbesondere unterhalb von 20 nm und insbesondere unterhalb von 10 nm. Zwillinge mit einer Dicke von unter 10 nm werden auch als Nanozwillinge bezeichnet. Nach der Umformbeanspruchung lag gegenüber der üblichen Dichte an Zwillingen insbesondere eine signifikant erhöhte Dichte an Nanozwillingen vor. Es wird vermutet, dass mit Erhöhung des Phosphorgehaltes und einer erniedrigten Stapelfehlerenergie die Dichte der Mikrozwillinge und insbesondere der Nanozwillinge zunimmt. Diese wirken direkt auf der Duktilität des Materials und bieten eine ungewohnte sehr hohe Dehnung im Kombination mit hoher Zugfestigkeit.

(2) Mischkristallhärtung:

Eine Mischkristallhärtung wird durch hohe Anteile an interstitiell gelösten Legierungselementen wie P und C bewirkt. Dadurch können hohe Festigkeiten (insbesondere größer als 1100 MPa) bei gleichzeitig hohen Kaltverfestigungswerten und Bruchdehnungen (gegebenenfalls größer als 90%) eingestellt werden.

(3) Dynamische Reckalterung:

Das Auftreten der dynamischen Reckalterung ist auf die hohen Gehalte an interstitiell gelösten Legierungselementen im Stahl zurückzuführen und ist anhand der Spannungs-Dehnungskurven zu erkennen. Dieser Effekt kann einen zusätzlichen Beitrag zur Verbesserung der Festigkeit und der Bruchdehnung des Materials leisten.

[0013] Zusätzlich kann bei einer entsprechenden Wärmebehandlung auch noch der Bake-Hardening Effekt zur Steigerung der Streckgrenze herangezogen werden.

[0014] Für die hergestellten Stähle wurden die Bake-Hardening-Werte (BH-Werte) gemäß der europäischen Norm EN 10325 ermittelt. Die hohen Anteile an interstitiell gelösten Legierungselementen gewährleisten ein erhöhtes Bake-Hardening Potential und können die mechanischen Eigenschaften des Endproduktes weiter verbessern. Es zeigte sich eine Steigerung der Festigkeit nach der Wärmebehandlung um etwa 30 bis 80 MPa je nach Verformungsgrad.

[0015] Es hat sich gezeigt, dass ein geringer Mangan-Gehalt einen positiven Einfluss auf die Phasenumwandlungen und die Umform-Mechanismen (insbesondere die Bildung von Nano- und Mikrozwillingen und stärkerer Mischkristallhärtung) im Endbauteil hat. Insofern kann der Mangan-Gehalt eines erfindungsgemäßen austenitischen Manganstahlbandes vorzugsweise im Bereich von $14\% \leq \text{Mn} \leq 18,0\%$, insbesondere $14\% \leq \text{Mn} \leq 16,5\%$ liegen.

[0016] Dabei hat sich ferner gezeigt, dass durch eine große Korngröße eine sehr gleichmäßige und hohe Festkörperlöslichkeit der Elemente C und/oder P und/oder N in den großen Körnern erreicht werden kann. Die gute Löslichkeit dieser Elemente kann ebenfalls eine Ursache für die Bevorzugung der Mikrozwillingbildung geringer Größe bzw. der Nanozwillingbildung und ihrer hohen Dichte im Kristallgefüge sein. Ferner wird vermutet, dass durch die vorzugsweise erreichte hohe Festkörperlöslichkeit von P und C die üblicherweise negativen Auswirkungen dieser Elemente (Verschlechterung der Schweißbarkeit, Versprödung des Stahls) in überraschender Weise beim erfindungsgemäßen Stahl nicht auftraten. Insbesondere konnten hohe Konzentrationen von C und P erreicht werden, ohne dass sich die Schweißbarkeit des Stahls signifikant verschlechterte.

[0017] Da Aluminiumnitrid (AlN) das (austenitische) Kornwachstum behindert, kann durch das Verhältnis von N zu Al die Korngröße gezielt beeinflusst werden. Durch bewusst geringe Zugabe von Al (beispielsweise $\text{Al} \leq 0,05\%$, insbeson-

dere Al $\leq 0,02\%$) kann bei einem austenitischen Manganstahlband eine hohe Korngröße ermöglicht werden. Der Al-Anteil kann bei dem hier verfolgten Legierungskonzept sehr niedrig gehalten werden, da viel Kohlenstoff für die Desoxidation des flüssigen Stahls zur Verfügung steht. Insbesondere kann der erfindungsgemäße Manganstahl einen möglichst geringen Aluminium-Anteil aufweisen, der lediglich durch unvermeidliche Verunreinigungen im Herstellungsprozess begrenzt ist (d.h. keine Aluminium-Zugabe). Beim erfindungsgemäßen Stahlband wird dadurch ein maximales Korngrößenwachstum beim Rekristallisieren (d.h. beim Warmwalzen bzw. beim Glühen) ermöglicht.

[0018] Ferner können zweckmäßigerweise hohe Phosphor-Anteile von $0,03\% \leq P$, insbesondere $0,05\% \leq P$, $0,06\% \leq P$, $0,07\% \leq P$, $0,08\% \leq P$ und auch $0,10\% \leq P$ eingesetzt werden. Es kann sogar ein Phosphor-Anteil $0,20\% \leq P$ vorgesehen sein. Durch einen hohen Phosphor-Gehalt lässt sich die Zugfestigkeit und vor allem die Streckgrenze bei höheren Korngrößen steigern. Überraschenderweise wurde keine wesentliche Absenkung der Bruchdehnung und keine signifikante Verschlechterung der Schweißbarkeit bei einer Erhöhung des Phosphor-Anteils beobachtet.

[0019] Durch eine Einstellung der mittleren Korngröße im Metallgefüge lässt sich die Zugfestigkeit als auch die Streckgrenze sowie die Bruchdehnung des hergestellten Stahlbands gezielt verändern. Je größer das Korn, desto geringer ist die Zugfestigkeit als auch die Streckgrenze und desto höher ist die Bruchdehnung. Es können mittlere Korngrößen von über $5\text{ }\mu\text{m}$ oder von über $10\text{ }\mu\text{m}$ eingestellt werden. Insbesondere kann vorgesehen sein, dass bei dem warmgewalzten austenitischen Manganstahlband eine große mittlere Korngröße von über $13\text{ }\mu\text{m}$, insbesondere über $18\text{ }\mu\text{m}$ eingestellt wird, und dass bei dem kaltgewalzten austenitischen Manganstahlband eine große mittlere Korngröße von über $15\text{ }\mu\text{m}$, insbesondere über $20\text{ }\mu\text{m}$ eingestellt wird.

[0020] Ähnlich wie Aluminium behindert auch Silizium die Ausscheidung von Karbiden wie beispielsweise Zementit $((\text{Fe,Mn})_3\text{C})$, die beim Warmwalzen und beim Glühen auftritt. Da die Zementitausscheidung die Bruchdehnung absenkt, ließe sich erwarten, dass durch eine Silizium-Zugabe die Bruchdehnung erhöht werden kann.

[0021] Vorzugsweise weist der erfindungsgemäße Manganstahl jedoch einen sehr geringen Silizium-Anteil ($\text{Si} \leq 1,0\%$, insbesondere $\text{Si} \leq 0,2\%$, besonders bevorzugt $\text{Si} \leq 0,05\%$) auf, der gegebenenfalls lediglich durch unvermeidliche Verunreinigungen im Herstellungsprozess begrenzt ist (d.h. in diesem Fall keine Silizium-Zugabe, der Si-Anteil kann dann unter $\text{Si} \leq 0,03\%$ liegen). Der Grund hierfür besteht darin, dass Silizium einen Einfluss auf Verformungsmechanismen hat. Silizium beeinträchtigt die Zwillingsbildung, d.h. eine geringe Siliziumkonzentration erleichtert die Zwillingsbildung und möglicherweise besonders die Bildung kleiner Mikrozwillinge bzw. von Nanozwillingen. Da der Verformungsmechanismus der Mikrozwillingbildung und insbesondere der Nanozwillingbildung eine hohe Bruchdehnung stark begünstigen, bewirkt dieser Effekt eine Erhöhung der Bruchdehnung bei einer Verringerung des Silizium-Gehalts. Dabei können auch andere Verformungsmechanismen durch wenig Silizium bevorzugt sein. Daher kann der Silizium-Gehalt des erfindungsgemäßen Manganstahls niedrig, vorzugsweise so niedrig wie möglich, eingestellt werden. Der Silizium-Anteil kann sehr niedrig gehalten werden, da viel Kohlenstoff für die Desoxidation des flüssigen Stahls zur Verfügung steht, und da die Festigkeit des Stahls (Silizium bewirkt eine Erhöhung der Festigkeit) durch andere Maßnahmen wie z.B. hohe Konzentrationen von C und/oder P gewährleistet wird.

[0022] Niob (Nb), Vanadium (V) und Titan (Ti) sind Elemente, die Ausscheidungen (Karbide, Nitride, Karbonitride) bilden und optional hinzugesetzt werden können, um die Festigkeit durch eine Ausscheidungshärtung zu verbessern. Allerdings weisen diese Elemente eine kornfeinende Wirkung auf, weshalb ihre Konzentration gering gehalten werden sollte, sofern eine hohe Korngröße gewährleistet bleiben soll.

[0023] Es ist bekannt, dass Nickel (Ni) die Austenit-Phase stabilisieren kann (sogenannter γ -Stabilisierer). Nickel kann optional in größeren Mengen (z.B. über 1% bis 5% oder sogar 10%) zugesetzt werden.

[0024] Anders als Nickel bewirkt der Festkörperlöslichkeitsverstärker (solid solution strengthener) Chrom (Cr) eine Stabilisierung der α -Ferrite. Zugaben von Chrom bis zu 10 Gew% bevorzugen die Bildung von ε -Martensit und/oder α' -Martensit, was eine höhere Zughärtung und eine niedrigere Duktilität zur Folge hat. Der Anteil von Chrom sollte daher begrenzt sein. Vorzugsweise kann z.B. $\text{Cr} \leq 5\%$ insbesondere $\text{Cr} \leq 0,2\%$ eingestellt werden. Molybdän (Mo) und Wolfram (W) zeigen ebenfalls eine kornfeinende Wirkung. Wolfram weist eine hohe Affinität zu Kohlenstoff auf und bildet die harten und sehr stabilen Karbide W_2C und WC Stahl. Der Anteil von Wolfram sollte begrenzt sein. Dabei wird $\text{W} \leq 1\%$ insbesondere $\text{W} \leq 0,02\%$ eingestellt. Wolfram ist ein noch besserer Festkörperlöslichkeitsverstärker als Chrom und bildet ebenfalls Karbide (aber in geringerem Umfang als Chrom). Darüber hinaus wird $\text{Mo} \leq 1\%$ insbesondere $\text{Mo} \leq 0,02\%$ eingestellt. Die Korngröße eines warmgewalzten Stahlbandes wird ferner stark durch die Endwalztemperatur beim Warmwalzen beeinflusst. Das erfindungsgemäße Stahlband kann mit einer Endwalztemperatur zwischen 750°C und 1050°C , vorzugsweise zwischen 800°C und 900°C , gewalzt werden. Bei gegebener chemischer Zusammensetzung lässt sich durch die Wahl der Endwalztemperatur die mittlere Korngröße einstellen.

[0025] Es konnte gezeigt werden, dass sich bei dem erfindungsgemäßen warmgewalzten Stahl eine hohe Bruchdehnung von 60% oder 65% und mehr erreichen lässt. Die Zugfestigkeit des warmgewalzten Stahls kann dabei vorzugsweise über 1050 MPa liegen.

[0026] Durch das Kaltwalzen können die mechanischen Eigenschaften des warmgewalzten austenitischen Manganstahlbands erhöht werden. Die Korngröße eines kaltgewalzten Stahlbandes wird durch die Glühtemperatur stark beeinflusst. Das nach dem Kaltwalzen erfolgende Glühen kann beispielsweise bei einer Glühtemperatur zwischen 750°C und

1050°C durchgeführt werden, und insbesondere kann die Glüh­temperatur größer als 900°C sein. Es sind Zugfestigkeiten von über 1100 MPa, insbesondere über 1200 MPa, bei einer Bruchdehnung von über 75%, insbesondere über 80%, erreichbar.

[0027] Ein erfindungsgemäßes Manganstahlblech mit den genannten chemischen Zusammensetzungen weist einen umgeformten, insbesondere streck- bzw. tiefgezogenen Stahlblechabschnitt auf, dessen Gefüge Mikrozwillinge mit einer mittleren Dicke kleiner als 30 nm, insbesondere kleiner als 20 nm und Nanozwillinge mit einer mittleren Dicke kleiner als 10 nm aufweist. Wie erwähnt bilden sich diese Mikro- und Nanozwillinge beim Umformprozess, wobei die hohen mechanischen Eigenschaften des Ausgangsproduktes vermutlich - zumindest teilweise - auf diesen Verformungsmechanismus zurückzuführen sind.

[0028] Bei einem Verfahren zum Herstellen eines warmgewalzten austenitischen Manganstahlbands wird nach dem Gießen eines Halbzeugs aus Stahl das Halbzeug auf eine Temperatur oberhalb 1100°C erwärmt. Das erwärmte Halbzeug wird mit einer Endwalztemperatur zwischen 750°C und 1050°C, vorzugsweise zwischen 800°C und 900°C, gewalzt. Anschließend erfolgt ein Abkühlen des gewalzten Stahlbandes mit einer Rate von 20°C/s oder höher. Vorzugsweise wird eine rasche Abkühlung des warmgewalzten Stahlbandes mit einer Rate von 50°C/s oder höher, insbesondere 200°C/s oder höher, durchgeführt. Eine rasche Abkühlung trägt dazu bei, eine hohe Festkörperlöslichkeit der Elemente C, N und P in den Körnern zu bewirken. Anschaulich gesprochen kommt es durch die rasche Abkühlung zu einem "Einfrieren" der gelösten Elemente ohne oder mit nur geringer Ausscheidungs­bildung. Mit anderen Worten kann durch eine rasche Abkühlung die Ausscheidungs­bildung weitgehend unterbunden werden. Insbesondere kann durch eine rasche Abkühlung sowohl das Auftreten von Korngrenzen-Karbiden als auch eine durch hohe Phosphor-Gehalte bewirkte Versprödung (Korngrenzsegregationen) des Stahlgefüges verhindert werden. Je höher die Abkühlungsrate, desto besser und gleichmäßiger kann Kohlenstoff und Phosphor in Lösung gehalten werden. Es wurden Abkühlungs­raten von über 100°C/s bis 400°C/s eingesetzt. Möglich sind auch Abkühlungs­raten von über 400°C/s bis sogar von über 600°C/s. Bei Bedarf kann vor der raschen Abkühlung eine Zwischenphase von mehreren Sekunden, insbesondere 1 bis 4 Sekunden, andauern, in welcher das Stahlband langsam an Luft auskühlt um die Rekristallisation des Phosphor-legierten Stahlbandes zu verbessern.

[0029] Zur Herstellung eines kaltgewalzten austenitischen Manganstahlbands wird das warmgewalzte Stahlband kaltgewalzt und anschließend zur Rekristallisierung geglüht.

[0030] Vorzugsweise wird beim Kaltwalzen durch Anwendung hoher Walzkräfte eine hohe Dickenreduzierung im Bereich von über 45%, insbesondere über 60%, besonders bevorzugt über 80% vorgenommen.

[0031] Die Glüh­temperatur kann zwischen 750°C und 1150°C liegen und insbesondere größer als 900°C sein. Durch Glühen lässt sich die Korngröße nochmals verändern, wobei nach dem Glühen eine Korngröße von über 15 µm, insbesondere über 20 µm, vorgesehen sein kann, um eine hohe Bruchdehnung und möglicherweise eine Verbesserung der Festkörperlöslichkeit von Kohlenstoff, Phosphor und gegebenenfalls Stickstoff zu erreichen. Eine hohe Zugfestigkeit kann insbesondere durch einen verhältnismäßig hohen Anteil an Phosphor (und Kohlenstoff) gewährleistet werden.

[0032] Nach dem Glühen erfolgt ein Abkühlen des gewalzten Stahlbandes mit einer Rate von 20°C/s oder höher. Vorzugsweise wird eine rasche Abkühlung des kaltgewalzten Stahlbandes mit einer Rate von 50°C/s oder höher, insbesondere 200°C/s oder höher, durchgeführt.

[0033] Wie bereits beim Warmbandprozess beschrieben, trägt auch hier eine rasche Abkühlung dazu bei, eine hohe und gleichmäßige Festkörperlöslichkeit von Kohlenstoff, Phosphor und Stickstoff in den Körnern zu bewirken und dadurch eine hohe Zugfestigkeit auch bei großen Körnern zu erreichen. Es wurden Abkühlungs­raten von über 100°C/s bis 400°C/s eingesetzt. Möglich sind auch Abkühlungs­raten von über 400°C/s bis sogar von über 600°C/s. Bei Bedarf kann vor der raschen Abkühlung eine Zwischenphase von mehreren Sekunden, insbesondere 1 bis 6 Sekunden, andauern, in welcher das Stahlband langsam an Luft auskühlt um die Rekristallisation des Phosphor-legierten Stahlbandes zu verbessern.

[0034] Die Erfindung wird nachfolgend anhand von Ausführungsbeispielen unter Bezugnahme auf die Zeichnungen in beispielhafter Weise näher erläutert; in den Zeichnungen zeigen:

Fig. 1 ein Schaubild, in welchem für kaltgewalzte Stähle die mittlere Korngröße gegenüber der Glüh­temperatur dargestellt ist;

Fig. 2 ein Schaubild, in welchem für mehrere Proben kaltgewalzter Stähle die Kaltverfestigung ($n_{10/20}$ -Wert) gegenüber der senkrechten Anisotropie ($r_{0/15^\circ}$, $r_{45/15^\circ}$, und $r_{90/15^\circ}$ -Wert) dargestellt ist;

Fig. 3A-C schematische Darstellungen von Zwillingen und Mikrozwillingen bzw. Nanozwillingen in der Gefügestruktur von Stählen;

Fig. 4 eine Aufnahme eines Transmissionselektronenmikroskops von einem erfindungsgemäßen Stahlgefüge; und

Fig. 5 einen Mikroschliff der Schweißlinse eines geschweißten erfindungsgemäßen Stahlgefüges.

[0035] Zunächst werden in beispielhafter Weise verschiedene Möglichkeiten zur Herstellung erfindungsgemäßer Manganstähle erläutert.

[0036] Bei einer ersten Verfahrensrouten erfolgt die Roheisenerzeugung im Hochofen oder mit einem Schmelzreduktionsverfahren wie beispielsweise Corex oder Finex. Der Tecnores Prozess ist ebenfalls möglich. Das Roheisen wird dann beispielsweise in einem Sauerstoffaufblas-Verfahren (z.B. in einem LD (Linz-Donawitz)/BOF (Bottom Oxygen Furnace) Verfahren) in Stahl umgewandelt. Vor dem Gießen des Stahls kann eine Vakuum-Entgasung (z.B. nach dem Ruhrstahl-Heraeus-Verfahren (RH)) durchgeführt und ein Pfannenofen (Ladle Furnace) zur Beheizung und zum Legieren der Metallschmelze eingesetzt werden.

[0037] Eine zweite Herstellungsrouten, die für Manganstähle besonders geeignet sein kann, verwendet einen Lichtbogenofen (EAF: Electric Arc Furnace) zur Stahlerzeugung und einen AOD-Konverter zur Entkohlung des flüssigen Stahls. Wiederum kann vor dem Gießen des Stahls ein Pfannenofen zum Beheizen und zum Legieren der Metallschmelze eingesetzt werden.

[0038] Der so erzeugte Stahl kann mittels verschiedener Gießtechniken wie beispielsweise Blockguss, Gießwalzen, Dünnbandgießen oder Stranggießen weiterverarbeitet werden. Der beim Gießen erzeugte Stahlkörper wird Halbzeug genannt und kann z.B. in Form von Brammen, Knüppel oder Blöcken realisiert sein.

[0039] Die Bramme wird in Warmbandstraßen zu Warmband weiterverarbeitet. Hierfür können Walzgerüste für Schmalband (Breite kleiner 100 mm), Mittelband (Breite zwischen 100 mm und 600 mm) und Breitband (Breite größer 600 mm) eingesetzt werden. Weiters ist die Verarbeitung von Blöcken und Knüppel zu Profilen, Rohren oder Drähten möglich.

[0040] Im folgenden wird ein Warmbandprozess (WB) beschrieben, nachdem erfindungsgemäße Stahlbänder herstellbar sind.

[0041] Bei der Herstellung erfindungsgemäßer Stahlbänder kann eine Walztemperatur zwischen etwa 1100°C und 1300°C, gegebenenfalls auch höher, eingesetzt werden. Die Walzendtemperatur kann beispielsweise zwischen 750°C und 1050°C und insbesondere zwischen 800°C und 900°C liegen. Durch unterschiedliche Walzendtemperaturen ergeben sich gemäß der dynamischen Rekristallisation bei der vorherrschenden Temperatur unterschiedliche mittlere Korngrößen des warmgewalzten Stahlbandes. Je geringer die Walzendtemperatur, desto kleiner ist bei gegebener chemischer Zusammensetzung die erhaltene mittlere Korngröße. Mit einer Verkleinerung der mittleren Korngröße nimmt die Zugfestigkeit und die Bruchfestigkeit des warmgewalzten Stahlbandes zu, die Bruchdehnung nimmt ab. Bei einer zu geringen Walzendtemperatur besteht jedoch die Gefahr, dass die hohe Kornfeinheit bei Manganstählen durch die erhöhte Festigkeit einen Verlust an plastischer Verformbarkeit herbeiführt. Ferner kommt es bei niedrigen Walzendtemperaturen aufgrund der Phasenstabilität zunehmend zur Bildung von Zementit ($(\text{Fe,Mn})_3\text{C}$), wodurch die mechanischen Eigenschaften beeinträchtigt werden können. Die Zementitausscheidungen erreichten bei Walzendtemperaturen unter 740°C eine Partikelgröße, durch welche die mechanischen Eigenschaften deutlich beeinträchtigt wurden.

[0042] Die mittlere Korngröße des Warmband-Stahlbandes wird ferner durch den Gehalt an Aluminium und Stickstoff beeinflusst. Es ist bekannt, dass Mangan die Löslichkeit von Stickstoff in flüssigem Eisen erhöht. In flüssigem Eisen gelöster Stickstoff bildet mit Aluminium Aluminiumnitrid-Ausscheidungen, die die Migration von Korngrenzen und damit das Kornwachstum behindern. Aluminiumnitrid kann ferner eine Rissbildung beim Warmumformen bewirken. Es hat sich gezeigt, dass durch eine gezielte Steuerung des Aluminium- und Stickstoffgehaltes im Stahl niedrige Endwalztemperaturen deutlich unter 950°C und insbesondere unter 900°C bis hinunter zu 750°C möglich sind, ohne dass dabei eine Rissbildung auftritt. Allerdings ist die Bildung großer Zementitpartikel, die bei einer Absenkung der Endwalztemperatur unterhalb von etwa 740°C bis 800°C einsetzt, zu vermeiden. Besonders bevorzugte Endwalztemperaturen im Warmwalzprozess können daher im Bereich von 800°C bis 900°C liegen.

[0043] Beispielsweise wurde das Vermeiden einer Rissbildung bei den genannten Endwalztemperaturen im Bereich von 800°C bis 900°C mit chemischen Zusammensetzungen erreicht, bei denen ein extrem geringer Anteil von Aluminium bis maximal 0,008% oder 0,010% in Kombination mit einem geringen Gehalt an Stickstoff bis z.B. maximal 0,030% oder 0,036% eingesetzt wurden. Die jeweiligen Konzentrationen der Elemente sind voneinander abhängig. Wenn weniger Stickstoff verwendet wird, ist mehr Aluminium zulässig und umgekehrt. Insofern sind bei einem geringen Aluminiumgehalt auch höhere Stickstoffgehalte als oben angegeben möglich.

[0044] Nach dem Warmwalzen wird eine rasche Abkühlung des Warmbands mit möglichst hohen Abkühlgeschwindigkeiten (z.B. über 50°C/s oder auch höher) durchgeführt. Die Abkühlung kann durch Beaufschlagung des Warmbandes mit Wasser erfolgen.

[0045] Das Warmband wird dann in einer kontinuierlich arbeitenden Beizanlage z.B. mit Schwefelsäure gereinigt (entzundert). Das Warmband kann beispielsweise eine Dicke von 1,5 bis 2,0 mm aufweisen. Es können jedoch auch Warmband-Produkte mit kleineren oder größeren als den oben angegebenen Banddicken realisiert werden. Ein Glühschritt wird bei den hier hergestellten Warmband-Produkten üblicherweise nicht durchgeführt. In einer besonderen Ausführungsform wird ein solcher Glühschritt jedoch durchgeführt und bewirkt eine Kornvergrößerung als auch eine

Erhöhung der Bruchdehnung.

[0046] Das in der vorstehend beschriebenen Weise erzeugte Warmband kann durch Kaltwalzen und Glühen zum Kaltband-Produkt weiterverarbeitet werden. Durch Kaltwalzen wird das Warmband weiter in seiner Dicke reduziert und die mechanisch-technologischen Eigenschaften des Bandes werden eingestellt. Es können beispielsweise geringe

Banddicken im Bereich von etwa 0,7 mm bis 1,75 mm des Kaltbandes erzeugt werden. Kaltband-Produkte mit solchen geringen Dicken sind insbesondere im Automobilbereich für Crash-absorbierende Bauteile von Interesse. Es können jedoch auch Kaltband-Produkte mit kleineren oder größeren als den oben angegebenen Banddicken realisiert werden.

[0047] Das Kaltwalzen erfolgt vorzugsweise unter Anwendung hoher Walzkräfte. Es können Walzgerüste mit 2 bis 20 Rollen eingesetzt werden. Um die hohen Kaltwalzkräfte aufzubringen, können beispielsweise für hohe Walzdrücke ausgelegte Walzgerüste mit 12 oder 20 Walzen, insbesondere vom Sendzimir-Typ (Cluster-Walze), eingesetzt werden. Eine Sendzimir-Walzanlage mit 12 Walzen besteht beispielsweise aus einer symmetrischen Anordnung von jeweils 3 Rückwalzen, 2 Zwischenwalzen und 1 den Walzspalt definierenden Druckwalze. Eine Sendzimir-Walzanlage mit 20 Walzen besteht beispielsweise aus einer symmetrischen Anordnung von jeweils 4 Rückwalzen, 3 äußeren Zwischenwalzen, 2 inneren Zwischenwalzen und 1 den Walzspalt definierenden Druckwalze. Es zeigte sich eine überraschend

gute Walzbarkeit und eine geringe Rissbildung im Vergleich zu anderen Manganstählen.

[0048] Die beim Kaltwalzen erreichte prozentuale Dickenreduzierung (Kaltwalzgrad) kann über 40% liegen und z.B. zwischen 40% und 60% betragen. Das Kaltwalzen wurde auch mit Kaltwalzgraden über 60%, insbesondere auch über 80% durchgeführt. Es wurde mit und ohne Zug kaltgewalzt.

[0049] Nach dem Kaltwalzen oder in einem Zwischenschritt während des Kaltwalzens wird das Stahlband zur Rekristallisation gegläht. Das Glühen kann z.B. nach dem Kontigluhverfahren oder dem Haubengluhverfahren durchgeführt werden. Durch das Glühen wird die beim Kaltwalzen auftretende Verfestigung des Gefüges wieder abgebaut. Es kommt dabei über Keimbildung und Kornwachstum zu einem Neuaufbau des Gefüges.

[0050] Das Glühen kann bei Temperaturen zwischen 750°C und 1250°C, insbesondere 750°C bis 1150°C vorgenommen werden und etwa 5 Sekunden bis 5 Minuten, insbesondere 2 bis 5 Minuten auf Glühtemperatur andauern. Die Glühzeit ist ausreichend, um das Band im wesentlichen ganzvolumig auf die jeweilige Glühtemperatur aufzuwärmen. Es können auch mehrere Walzschröte und dazwischenliegend Zwischengluhschröte bei einer geeigneten Temperatur, z.B. etwa 950°C, durchgeführt werden.

[0051] Nach dem Glühen wird das heiße Stahlband rasch abgekühlt, vorzugsweise, indem es durch Beaufschlagung mit Wasser oder im Gasstrom (Gasjet) abgeschreckt wird. Es hat sich herausgestellt, dass eine besonders rasche Abkühlung hilfreich ist, eine hohe Festkörperlöslichkeit der Elemente C, N und P in den Körnern zu bewirken. Insbesondere konnte die mit einem hohen Phosphor-Gehalt kritische Versprödung (Korngrenzensegregationen) durch Erhöhung der Abkühlgeschwindigkeit weitgehend oder vollständig verhindert werden. Vorteilhaft sind Abkühlgeschwindigkeiten von über etwa 50°C oder über 100°C pro Sekunde. Ferner können vorzugsweise auch Abkühlgeschwindigkeiten von über 200°, 300°C oder 400°C pro Sekunde vorgesehen sein, wobei auch Versuche mit Abkühlgeschwindigkeiten über 500°C und über 600°C pro Sekunde erfolgreich durchgeführt wurden.

[0052] Nach dem Kaltwalzen, Glühen und Abkühlen kann ein Kaltnachwalzen (Dressieren) zur Einstellung einer geeigneten Ebenheit des Kaltbandes durchgeführt werden. Beim Kaltnachwalzen können Dickenreduzierungen von z.B. 0,5%, 1,5%, 5%, 25% und mehr als 40%, oder geeignete Zwischenwerte, erzielt werden.

[0053] Weitere Prozessschritte wie beispielsweise die Verzinkung (z.B. Feuerverzinkung oder elektrolytische Verzinkung) können sich je nach Einsatzgebiet und Kundenwunsch anschließen.

[0054] Die chemische Zusammensetzung des Stahls kann in weiteren Legierungselementen über einen weiten Bereich variieren. Als obere Grenzwerte sind vorgesehen: 0,5% $\geq$ V, 0,5% $\geq$ Nb, 0,5% $\geq$ Ti, 10% $\geq$ Cr, 10% $\geq$ Ni, 1% $\geq$ W, 1% $\geq$ Mo, 3% $\geq$ Cu, 0,02% $\geq$ B, der Rest wie erwähnt Eisen und produktionsbedingte Verunreinigungen. Spezielle Ausführungsbeispiele der Erfindung sowie weitere Beispiele nutzen die folgenden Bereiche: 0,85% $\geq$ C $\geq$ 0,70%, 16,2% $\geq$ Mn

$\geq$ 15,5%, 0,015% $\geq$ Al $\geq$ 0,0005%,

0,028% $\geq$ Si $\geq$ 0,001%, 0,039% $\geq$ Cr $\geq$ 0,020%,

0,08% $\geq$ Ni $\geq$ 0,02%, 0,025% $\geq$ Nb $\geq$ 0,020%,

0,002% $\geq$ Ti $\geq$ 0,0015%, 0,0056% $\geq$ V $\geq$ 0,002%,

0,04% $\geq$ N $\geq$ 0,015%, 0,2% $\geq$ P $\geq$ 0,01%. Insbesondere können, wie die folgenden Beispiele zeigen, auch extrem hohe Phosphor-Konzentrationen von z.B. über 0,10% $\leq$ P oder sogar 0,12% $\leq$ P vorgesehen sein.

[0055] Nachfolgend wird die Erfindung in beispielhafter Weise anhand von Ausführungsbeispielen und weiteren Beispielen näher erläutert.

[0056] In der Tabelle 1 ist die chemische Zusammensetzung von vier Stahlbändern X80Mn16-0.01P, X80Mn16-0.03P, X80Mn16-0.08P und X80Mn16-0.10P mit einer Phosphor-Konzentration zwischen 0,011 und 0,102 Gew-% angegeben.

EP 2 366 035 B1

Tabelle 1 - chemische Zusammensetzung -

Element	X80Mn16-0.01P	X80Mn16-0.03P	X80Mn16-0.08P	X80Mn16-0.10P
C	0,79	0,79	0,75	0,81
Mn	16,0	15,8	16,0	16,1
P	0,011	0,032	0,083	0,102
Si	0,001	0,001	0,001	0,001
Al	0,009	0,010	0,005	0,005
N	0,033	0,336	0,034	0,035
Cr	0,031	0,027	0,026	0,032
Ni	0,029	0,025	0,024	0, 031
Nb	0,022	0,022	0,022	0,025
Ti	0,002	0,002	0,002	0, 002
V	0,006	0,003	0,004	0,005
S	0,0035	0,0025	0,001	0,001
Cu	0,017	0,016	0,016	0,018
Mo	0,017	0,017	0,015	0,017
Sn	0,005	0,005	0,004	0,006
Zr	0,001	0,001	0,001	0,001
As	0,005	0,005	0,005	0,005
B	0,0001	0,0001	0,0001	0,0001
Co	0,006	0,009	0,006	0,006
Sb	0,001	0,001	0,001	0,001
Ca	0,0001	0,0001	0,0001	0,0001

[0057] Der Warmbandprozess (WB) wurde jeweils gemäß den vorstehenden Angaben durchgeführt. Die verwendeten Endwalztemperaturen (zwischen 750°C und 1030°C) sowie die erhaltenen mechanischen Eigenschaften der erzeugten Warmband-Produkte X80Mn16-0.01P, X80Mn16-0.03P, X80Mn16-0.08P und X80Mn16-0.10P sind in der Tabelle 2 angegebenen. Die bei den Zugversuchen erhaltenen mechanischen Werte wurden nach dem europäischen Standard "EUROPÄISCHE NORM EN 10002-1, Juli 2001" bestimmt, der hiermit durch Bezugnahme in den Offenbarungsgehalt dieser Schrift aufgenommen wird. Sämtliche in der Tabelle 2 angegebenen Werte sind auch als untere Grenzwerte für die Größe, auf die sie bezogen sind, offenbart.

Tabelle 2 - mechanische Eigenschaften (Warmband) -

WB-Nr.	chemische Zusammensetzung	Endwalz-Temperatur (°C)	Rm (MPa)	Bruchdehnung (%)	Bruchdehn. x Rm (%MPa)	mittlere Korngröße (µm)
1	X80Mn16-0.01P	750	1081	60,9	65787	5
2	X80Mn16-0.01P	890	1103	67,5	74496	15,7
3	X80Mn16-0.01P	1030	1065	62,6	66701	18
4	X80Mn16-0.01P	1015	987	70,6	69676	26,3
5	X80Mn16-0.03P	870	1200	71,1	85320	13,9
6	X80Mn16-0.08P	920	1098	59,4	65221	17,6
7	X80Mn16-0.08P	950	928	81,9	70550	30,5

EP 2 366 035 B1

(fortgesetzt)

WB-Nr.	chemische Zusammensetzung	Endwalz- Temperatur (°C)	Rm (MPa)	Bruchdehnung (%)	Bruchdehn. x Rm (%MPa)	mittlere Korngröße (µm)
8	X80Mn16-0.08P	975	983	77,6	80614	31,6
9	X80Mn16-0.10P	950	946	85,9	76602	34,3
10	X80Mn16-0.10P	975	981	81,3	79783	30,1

[0058] Wie bereits erwähnt, kann das Warmband (WB) optional zu einem Kaltband (KB) weiterverarbeitet werden. In den hier dargestellten Ausführungsbeispielen und weiteren Beispielen erfolgte die Kaltbandverarbeitung mit den in Tabelle 3 angegebenen Verarbeitungsparametern. Die mechanischen Eigenschaften der auf diese Weise hergestellten Kaltband-Produkte der chemischen Zusammensetzungen X80Mn16-0.01P, X80Mn16-0.03P, X80Mn16-0.08P und X80Mn16-0.10P sind in Tabelle 3 angegebenen. Sämtliche in der Tabelle 3 angegebenen Werte sind auch als untere Grenzwerte für die Größe, auf die sie bezogen sind, offenbart.

Tabelle 3 - mechanische Eigenschaften (Kaltband) -

KB-Nr.	Zusammensetzung	Endwalz-Temperatur (°C) im Warmbandprozess	Glüh-temperatur (°C)	Kaltwalzgrad (%)	Zugfestigkeit Rm (MPa)	Bruch-dehnung A ₅₀ (%)	Bruchdehn. x Rm (%MPa)	mittlere Korngröße (μm)
1	X80MR16-0.01P	900	750	48,0	1240	62,0	76545	5,4
2	X80Mn16-0.01P	900	850	48,0	1162	88,5	102883	7,7
3	X80Mn16-0.01P	900	1050	48,0	1065	94,0	100238	29,4
4	X80Mn16-0.03P	900	750	53,8	1261	61,0	76530	5,0
5	X80Mn16-0.03P	900	750	47,5	1217	77,4	94256	4,9
6	X80Mn16-0.03P	900	950	47,5	1100	94,0	103147	18,9
7	X80Mn16-0.08P	900	950	65,4	1046	81,8	84527	28,3
8	X80Mn16-0.08P	950	950	65,4	1146	91,8	105203	29,4
9	X80Mn16-0.10P	900	950	65,4	1021	78,1	79781	27,8
10	X80Mn16-0.10P	850	950	65,4	1121	88,3	98984	15,2

[0059] Wie der Tabelle 3 zu entnehmen ist, wurden die Kaltband-Produkte mit den KB-Nummern 1 bis 7 und 9 mit einer Endwalztemperatur von 900°C im Warmbandprozess gewalzt. Ansonsten wurde derselbe Warmbandprozess verwendet, der den Warmband-Produkten in Tabelle 2 zugrunde liegt.

[0060] Den Kaltband-Produkten mit den KB-Nummern 1 bis 3 liegt somit näherungsweise das Warmband-Produkt mit der WB-Nummer 2 zugrunde (die Endwalztemperaturen unterscheiden sich lediglich um 10°C) und den Kaltband-Produkten mit den KB-Nummern 4 bis 6 liegt näherungsweise das Warmband-Produkt mit der WB-Nummer 5 zugrunde (die Endwalztemperaturen unterscheiden sich lediglich um 30°C).

[0061] Die Tabelle 3 zeigt, dass Zugfestigkeiten R_m über 1100 MPa und sogar über 1200 MPa erreicht werden, und dass auch bei großen mittleren Korngrößen (über 15 μm im Fall von X80Mn16-0.03P (KB-Nr. 6) und X80Mn16-0.10P (KB-Nr. 10) sowie über 20 μm oder gegebenenfalls sogar 25 μm im Fall der anderen Proben) noch Zugfestigkeiten R_m über 1000 MPa erreicht werden. Die Zugfestigkeit R_m ist definiert als die bei maximaler Zugkraft am Werkstück auftretende Spannung.

[0062] Die in Tabelle 3 angegebene Bruchdehnung A_{50} ist die auf die Anfangsmesslänge bezogene prozentuale, bleibende Längenänderung nach dem Bruch der Zugprobe (nach der genannten Norm EN 10002-1), wobei eine Anfangsmesslänge von 50 mm zugrunde gelegt wird. Für die Stahlbänder zeigte sich, dass hohe Bruchdehnungswerte über 75% und insbesondere bei großen mittleren Korngrößen teilweise über 80% und sogar über 90% erreichbar sind.

[0063] Eine weitere wichtige Kenngröße für die mechanischen Eigenschaften der Stahlbänder ist das Produkt aus Zugfestigkeit und Bruchdehnung. Besonders bei großen mittleren Korngrößen werden hohe Produktwerte erreicht. Ursache hierfür ist, dass große Körner zu höheren Bruchdehnungswerten führen und die Zugfestigkeit, die üblicherweise mit wachsender Korngröße deutlich abfällt, erfindungsgemäß durch den verhältnismäßig hohen Kohlenstoff- und/oder Phosphorgehalt weitestgehend aufrechterhalten wird.

[0064] Bei den Schweißuntersuchungen konnten selbst bei den höheren P-Gehalten von 0,08% und 0,1% (X80Mn16-0.08P bzw. X80Mn16-0.10P) beim Warmband und beim Kaltband eine sehr gute Schweißeignung festgestellt werden, d.h. als Bruchart wurden bei allen Proben Ausknöpfungsbürche erreicht.

[0065] In Tabelle 4 sind die Ergebnisse einer Untersuchung der Schweißeignung der Stähle der chemischen Zusammensetzungen X80Mn16-0.01P, X80Mn16-0.03P, X80Mn16-0.08P und X80Mn16-0.10P angegeben:

Tabelle 4 - Untersuchung der Schweißeignung -

Zusammensetzung	$I_{\min}$ (kA)	$I_{\max}$ (kA)	ΔI (kA)
X80Mn16-0.01P	5,2	6,3	1,1
X80Mn16-0.03P	4,7	5,8	1,1
X80Mn16-0.08P	5,2	6,4	1,2
X80Mn16-0.08P	5,3	6,6	1,3
X80Mn16-0.10P	5,2	6,4	1,2
X80Mn16-0.10P	5,1	6,6	1,5

[0066] Gemäß Tabelle 4 wird bei allen Stahlbändern ein Schweißbereich ΔI von mindestens 1,1 kA festgestellt, welcher die für eine gute Schweißeignung notwendigen 1,0 kA überschreitet.

[0067] In Fig. 1 ist die mittlere Korngröße der in Tabelle 3 genannten Aluminiumnitrid-armen Kaltband-Stahlbänder mit den chemischen Zusammensetzungen X80Mn16-0.01P, X80Mn16-0.03P, X80Mn16-0.08P und X80Mn16-0.10P in Abhängigkeit von der Glüh Temperatur beim Kaltbandprozess dargestellt. Den hier dargestellten Kaltband-Produkten lag eine Endwalztemperatur von 900°C im Warmbandprozess zugrunde. Dem Schaubild ist zu entnehmen, dass die Stahlbänder X80Mn16-0.01P und X80Mn16-0.03P bei Glüh Temperaturen von etwa 920°C mittlere Korngrößen über 15 μm erreichen. Die phosphorreichereren Stahlbänder der chemischen Zusammensetzungen X80Mn16-0.08P und X80Mn16-0.10P erreichten bei vergleichbaren Glüh Temperaturen noch größere mittlere Korngrößen. Die mittleren Korngrößen wurden durch lichtmikroskopische Untersuchungen an Schlißbildern bestimmt.

[0068] Fig. 2 zeigt ein Schaubild, in welchem die Kaltverfestigung n (hier der $n_{10/20}$ -Wert) der oben genannten Stahlbänder, die auch als Verfestigungsexponent bezeichnet wird, gegenüber der senkrechten Anisotropie ($r_{0/15^\circ}$, $r_{45/15^\circ}$, und $r_{90/15^\circ}$ -Wert) dargestellt ist. Der n -Wert wurde gemäß der Norm ISO 10275, Ausgabe 2006-07 ermittelt, die hiermit durch Bezugnahme in den Offenbarungsgehalt dieser Schrift aufgenommen wird. Die senkrechte Anisotropie ist gemäß der Norm ISO 10113, Ausgabe 2006-09 definiert, die hiermit durch Bezugnahme in den Offenbarungsgehalt dieser Schrift aufgenommen wird. Da die mechanischen Eigenschaften eine größere Streuung als die in Fig. 1 dargestellte mittlere Korngröße aufweist, wurden mehrere Proben der genannten Stahlbänder untersucht. Je höher der $r_{0/15^\circ}$, $r_{45/15^\circ}$, und $r_{90/15^\circ}$ -Wert, desto besser ist die Tiefziehbarkeit des Materials. Ein hoher n -Wert begünstigt insbesondere die Streck-

ziehbarkeit. Dem Schaubild ist zu entnehmen, dass $n_{10/20}$ -Werte oberhalb von 0,5 bei einem $r_{0/15}$ -, $r_{45/15}$ - und $r_{90/15}$ -Wert im Bereich von 0,6 bis 1,5 erreichbar sind. Die phosphorreichen Stahlbänder der chemischen Zusammensetzungen X80Mn16-0.08P und X80Mn16-0.10P erreichen etwas höhere n -Werte als die Stahlbänder der chemischen Zusammensetzungen X80Mn16-0.01P und X80Mn16-0.03P. Somit weisen die erfindungsgemäßen Stahlbänder eine gute

Kaltumformbarkeit auf, was insbesondere für die Weiterverarbeitung in Streck- und Tiefziehprozessen wichtig ist.

[0069] Nach den Zugbeanspruchungen an den erfindungsgemäßen Stahlprodukten konnten verschiedene Verformungsmechanismen nachgewiesen werden. Charakteristisch war das Auftreten verschiedener Typen von Zwillingsbildung. Dabei stellte sich heraus, dass in den zugbeanspruchten Proben der erfindungsgemäßen Stähle sehr viele und feine Mikro- und Nanozwillinge vorhanden sind, deren mittlere Dicke beispielsweise kleiner als 30 nm war und z.B. im Bereich zwischen 5 und 25 nm, insbesondere 10 und 20 nm, lag. Beispielsweise wurden am kaltgewalzten Produkt X80Mn16-0.03P ein Wert von 17 nm für die mittlere Dicke der Mikro- und Nanozwillinge ermittelt. Das Vorhandensein dieser kleinen Mikrozwillinge, insbesondere der Nanozwillinge, kann die hohen Bruchdehnungswerte erklären, da es - eher als die übliche Zwillingsbildung - zu einer zunehmenden Behinderung der Versetzungsbewegung und einer Zunahme von Versetzungsquellen führt.

[0070] Die Figuren 3A-C zeigen schematische Darstellungen von Gefügestrukturen, die bei elektronenstrahlmikroskopischen Untersuchungen an umgeformten Proben der erfindungsgemäßen Stähle beobachtet werden. Fig. 3A zeigt ein in eine Richtung aktiviertes System mit konventioneller Zwillingsbildung, wobei die Linien 1 die Spiegellinien der Zwillinge darstellen.

[0071] Fig. 3B zeigt ein in eine Richtung aktiviertes System mit Mikro- bzw. Nanozwillingen 2. Die Mikro- bzw. Nanozwillinge 2 sind lattenförmig und häufig in größerer Anzahl nebeneinanderliegend angeordnet. Die Lattendicke wird als Dicke d der Mikro- bzw. Nanozwillinge 2 bezeichnet und ist typischerweise wesentlich kleiner als die Dicke üblicher Zwillinge.

[0072] Fig. 3C zeigt ein in zwei Richtungen aktiviertes System mit Mikro- bzw. Nanozwillingen 2. Es ist erkennbar, dass in beide Richtungen verlaufende Mikro- bzw. Nanozwillinge 2 auftreten.

[0073] Fig. 4 zeigt eine elektronenmikroskopische Aufnahme eines erfindungsgemäßen Stahlgefüges nach einer Umformung oder Zugbeanspruchung. Es ist eine große Anzahl lattenförmiger Mikro- und Nanozwillinge im Hellfeld erkennbar.

[0074] Fig. 5 zeigt einen Mikroschliff der Schweißlinse eines erfindungsgemäßen Stahlgefüges nach einer Schweißung. Verwendet wurden X80Mn16-0.10P Proben. Es ist zu erkennen, dass die Grundhärte sowie die maximale Härte in den Wärmeeinflusszonen und die Härte in der Schweißlinse gut übereinstimmen und nur geringe Abweichungen aufweisen. Diese Abweichungen liegen im Bereich der Messtoleranz. Man erkennt des weiteren, dass keinerlei Risse als auch kein Martensit im Gefüge vorhanden ist.

[0075] Ferner stellte sich bei den TEM-Gefügeuntersuchungen heraus, dass Anteile von ε -Martensit und möglicherweise auch α' -Martensit im Gefüge der Endprodukte vorhanden sein können. Es muss also keine 100%-ige Austenitphase im Endprodukt vorliegen, obwohl bevorzugt eine 100%-ige Austenitphase vorliegen sollte. Messungen am kaltgewalzten Produkt X80Mn16-0.03P ergaben z.B. etwa 3% ε -Martensit und 1% α' -Martensit. Da α' -Martensit die Zugfestigkeit erhöht, ist denkbar, dass die hohen Zugfestigkeitswerte, die insbesondere auch noch bei hohen Korngrößen aufrecht erhalten werden, möglicherweise auch durch den (allerdings relativ geringen) α' -Martensitanteil im Endprodukt günstig beeinflusst werden.

[0076] Der n -Wert wird maßgeblich durch die chemische Zusammensetzung vorgegeben. D.h., die durch Verformung erzielbare Festigkeit des Endproduktes hängt davon ab, wie leicht sich Versetzungen in dem Kristall fortbewegen können. Im fcc-Kristallgitter ist die Festkörperlöslichkeit von C und N größer als im bcc-Kristallgitter. Hier wird, wie bereits angesprochen, die durch Festkörperlösung von C und P bewirkte Erhöhung der Zugfestigkeit ausgenutzt, wobei bei kürzlich durchgeführten Untersuchungen Zugfestigkeitswerte von 1100 MPa bei einer extrem hohen Bruchdehnung von 95% gemessen werden konnten. Die durch Festkörperlösung der genannten Elemente erreichte Härtung ermöglicht es, den n -Wert beträchtlich zu erhöhen. Im Ergebnis werden die höchsten bislang berichteten Produktwerte aus Zugfestigkeit und Bruchdehnung erreicht. Dies wird besonders auf die Verwendung von hohen Phosphor-Konzentrationen und der damit verbundenen Festigkeitssteigerung - insbesondere bei relativ großen mittleren Korngrößen - zurückgeführt.

[0077] Das Warmband oder Kaltband wird bei der Weiterverarbeitung in Stahlbleche geschnitten, die z.B. in der Kraftfahrzeugtechnik zur Herstellung von Karosserieteilen eingesetzt werden. Weiters kann der erfindungsgemäße Stahl auch in Schienen, Weichen insbesondere Weichenherzen, Stabmaterial, Rohren, Hohlprofilen oder hochfesten Drähten Anwendung finden.

[0078] Die Stahlbleche werden durch Umformprozesse wie beispielsweise Tiefziehen in die gewünschte Form gebracht und dann in die Endprodukte (z.B. Karosserieteil) weiterverarbeitet. Beim Umformprozess werden zumindest Teilabschnitte der Stahlbleche einer mechanischen Beanspruchung (üblicherweise Zugbeanspruchung) ausgesetzt, so dass in diesen Bereichen die oben beschriebenen Verformungsmechanismen wirksam werden. Insbesondere kommt es in den umgeformten Bereichen zu der beschriebenen Bildung von vielen, dünnen Mikro- und Nanozwillingen, die das Umformverhalten günstig beeinflussen und am (umgeformten) Stahlblech nachweisbar sind.

Patentansprüche

1. Warmgewalztes austenitisches Manganstahlband mit einer chemischen Zusammensetzung in Gewichtsangaben von

$$0,4\% \leq C \leq 1,2\%$$

$$12,0\% \leq Mn \leq 25,0\%$$

$$P \geq 0,03\%$$

$$Si \leq 2\%$$

$Al \leq 0,05\%$, $V \leq 0,5\%$, $Nb \leq 0,5\%$, $Ti \leq 0,5\%$, $Cr \leq 10\%$, $Ni \leq 10\%$, $W \leq 1\%$, $Mo \leq 1\%$, $Cu \leq 3\%$, $B \leq 0,02\%$, $N \leq 0,04\%$, der Rest Eisen und produktionsbedingte Verunreinigungen, und mit einer mittleren Korngröße über $13 \mu m$, wobei ein Produkt aus Bruchdehnung in % und Zugfestigkeit in MPa von über 65.000, insbesondere über 70.000 MPa erreicht wird.

2. Warmgewalztes austenitisches Manganstahlband nach Anspruch 1, mit der Eigenschaft, dass eine Probe des Manganstahlbandes, nachdem sie einem Umformprozess unterzogen wurde, in ihrem Gefüge Mikrozwillinge mit einer mittleren Dicke kleiner als 30 nm, insbesondere kleiner als 20 nm aufweist, insbesondere kleiner als 10 nm.

3. Warmgewalztes austenitisches Manganstahlband nach einem der vorhergehenden Ansprüche, mit $P \geq 0,05\%$, insbesondere $P \geq 0,06\%$, insbesondere $P \geq 0,08\%$, noch insbesondere $P \geq 0,10\%$.

4. Warmgewalztes austenitisches Manganstahlband nach einem der vorhergehenden Ansprüche, mit $Si \leq 1,0\%$, insbesondere $Si \leq 0,2\%$, noch insbesondere $Si \leq 0,05\%$.

5. Warmgewalztes austenitisches Manganstahlband nach einem der vorhergehenden Ansprüche, mit einer mittleren Korngröße über $18 \mu m$, insbesondere über $20 \mu m$.

6. Kaltgewalztes austenitisches Manganstahlband mit einer chemischen Zusammensetzung in Gewichtsangaben von

$$0,4\% \leq C \leq 1,2\%$$

$$12,0\% \leq Mn \leq 25,0\%$$

$$P \geq 0,03\%$$

$$Si \leq 2\%$$

$Al \leq 0,05\%$, $V \leq 0,5\%$, $Nb \leq 0,5\%$, $Ti \leq 0,5\%$, $Cr \leq 10\%$, $Ni \leq 10\%$, $W \leq 1\%$, $Mo \leq 1\%$, $Cu \leq 3\%$, $B \leq 0,02\%$, $N \leq 0,04\%$, der Rest Eisen und produktionsbedingte Verunreinigungen, und mit einer mittleren Korngröße über $5 \mu m$, wobei ein Produkt aus Bruchdehnung in % und Zugfestigkeit in MPa von über 75.000, insbesondere über 80.000 MPa erreicht wird.

7. Kaltgewalztes austenitisches Manganstahlband nach Anspruch 6, mit der Eigenschaft, dass eine Probe des Mang-

EP 2 366 035 B1

an Stahlbandes, nachdem sie einem Umformprozess unterzogen wurde, in ihrem Gefüge Mikrozwillinge mit einer mittleren Dicke kleiner als 30 nm, insbesondere kleiner als 20 nm, insbesondere kleiner als 10 nm aufweist.

8. Kaltgewalztes austenitisches Manganstahlband nach einem der Ansprüche 6 oder 7, mit $P \geq 0,05\%$, insbesondere $P \geq 0,06\%$, insbesondere $P \geq 0,08\%$, noch insbesondere $P \geq 0,10\%$.

9. Kaltgewalztes austenitisches Manganstahlband nach einem der Ansprüche 6 bis 8, mit $Si \leq 1,0\%$, insbesondere $Si \leq 0,2\%$, noch insbesondere $Si \leq 0,05\%$.

10. Kaltgewalztes austenitisches Manganstahlband nach einem der Ansprüche 6 bis 9, mit einer mittleren Korngröße über 15 μm , insbesondere über 20 μm .

11. Manganstahlblech,
mit einer chemischen Zusammensetzung in Gewichtsangaben von

$$0,4\% \leq C \leq 1,2\%$$

$$12,0\% \leq Mn \leq 25,0\%$$

$$P \geq 0,03\%$$

$$Si \leq 2\%$$

$Al \leq 0,05\%$, $V \leq 0,5\%$, $Nb \leq 0,5\%$, $Ti \leq 0,5\%$, $Cr \leq 10\%$, $Ni \leq 10\%$, $W \leq 1\%$, $Mo \leq 1\%$, $Cu \leq 3\%$, $B \leq 0,02\%$, $N \leq 0,04\%$, der Rest Eisen und produktionsbedingte Verunreinigungen, und mit einem streck- oder tiefgezogenen Stahlblechabschnitt, dessen Gefüge Mikrozwillinge mit einer mittleren Dicke kleiner als 30 nm, insbesondere kleiner als 20 nm aufweist.

12. Verfahren zum Herstellen eines warmgewalzten austenitischen Manganstahlbands mit einer chemischen Zusammensetzung in Gewichtsangaben von

$$0,4\% \leq C \leq 1,2\%$$

$$12,0\% \leq Mn \leq 25,0\%$$

$$P \geq 0,03\%$$

$$Si \leq 2\%$$

$Al \leq 0,05\%$, $V \leq 0,5\%$, $Nb \leq 0,5\%$, $Ti \leq 0,5\%$, $Cr \leq 10\%$, $Ni \leq 10\%$, $W \leq 1\%$, $Mo \leq 1\%$, $Cu \leq 3\%$, $B \leq 0,02\%$, $N \leq 0,04\%$, der Rest Eisen und produktionsbedingte Verunreinigungen, mit den Schritten:

Gießen eines Halbzeugs aus Stahl;

Erwärmen des Halbzeugs auf eine Temperatur oberhalb 1100°C;

Walzen des Halbzeugs mit einer Endwalztemperatur zwischen 750°C und 1050°C, wobei die mittlere Korngröße nach dem Warmwalzen über 13 μm ist; und

Abkühlen des gewalzten Stahlbandes mit einer Rate von 20°C/s oder höher.

13. Verfahren nach Anspruch 12, wobei die mittlere Korngröße nach dem Warmwalzen über 20 μm ist.

EP 2 366 035 B1

14. Verfahren zum Herstellen eines kaltgewalzten austenitischen Manganstahlbands, mit den Schritten:

Bereitstellen eines nach einem der Verfahren der Ansprüche 12 oder 13 hergestellten warmgewalzten Stahlbandes;
Kaltwalzen des Stahlbandes; und
Glühen des kaltgewalzten Stahlbandes zur Rekristallisierung desselben.

15. Verfahren nach Anspruch 14, wobei die Glühtemperatur zwischen 750°C und 1150°C liegt und insbesondere größer als 900°C ist.

Claims

1. A hot-rolled austenitic manganese steel strip having a chemical composition in percent by weight of

$$0.4\% \leq C \leq 1.2\%$$

$$12.0\% \leq Mn \leq 25.0\%$$

$$P \geq 0.03\%$$

$$Si \leq 2\%$$

$Al \leq 0.05\%$, $V \leq 0.5\%$, $Nb \leq 0.5\%$, $Ti \leq 0.5\%$, $Cr \leq 10\%$, $Ni \leq 10\%$, $W \leq 1\%$, $Mo \leq 1\%$, $Cu \leq 3\%$, $B \leq 0.02\%$, $N \leq 0.04\%$, the rest iron and impurities due to production, and having a mean grain size above 13 μm , wherein a product of elongation at break in % and tensile strength in MPa of above 65,000, in particular above 70,000 MPa% is obtained.

2. The hot-rolled austenitic manganese steel strip according to claim 1, having the property that the structure of a sample of the manganese steel strip, which has been subjected to a reshaping process, has microtwins with a mean thickness below 30 nm, in particular below 20 nm, more in particular below 10 nm.

3. The hot-rolled austenitic manganese steel strip according to any one of the preceding claims, comprising $P \geq 0.05\%$, in particular $P \geq 0.06\%$, in particular $P \geq 0.08\%$, more particularly $P \geq 0.10\%$.

4. The hot-rolled austenitic manganese steel strip according to any one of the preceding claims, comprising $Si \leq 1.0\%$, in particular $Si \leq 0.2\%$, more particularly $Si \leq 0.05\%$.

5. The hot-rolled austenitic manganese steel strip according to any one of the preceding claims, comprising a mean grain size above 18 μm , in particularly above 20 μm .

6. A cold-rolled austenitic manganese steel strip having a chemical composition in percent by weight of

$$0.4\% \leq C \leq 1.2\%$$

$$12.0\% \leq Mn \leq 25.0\%$$

$$P \geq 0.03\%$$

$$Si \leq 2\%$$

EP 2 366 035 B1

$Al \leq 0,05\%$, $V \leq 0,5\%$, $Nb \leq 0,5\%$, $Ti \leq 0,5\%$, $Cr \leq 10\%$, $Ni \leq 10\%$, $W \leq 1\%$, $Mo \leq 1\%$, $Cu \leq 3\%$, $B \leq 0,02\%$, $N \leq 0,04\%$, the rest iron and impurities due to production, and having a mean grain size above $5\text{ }\mu\text{m}$, wherein a product of elongation at break in % and tensile strength in MPa of above 75,000, in particular above 80,000 MPa% is obtained.

7. The cold-rolled austenitic manganese steel strip according to claim 6, having the property that the structure of a sample of the manganese steel strip, which has been subjected to a reshaping process, has microtwins with a mean thickness below 30 nm, in particular below 20 nm and in particular below 10 nm.

8. The cold-rolled austenitic manganese steel strip according to any one of claims 6 or 7, comprising $P \geq 0.05\%$, in particular $P \geq 0.06\%$, in particular $P \geq 0.08\%$, more particularly $P \geq 0.10\%$.

9. The cold-rolled austenitic manganese steel strip according to any one of claims 6 to 8, comprising $Si \leq 1.0\%$, in particular $Si \leq 0.2\%$, more particularly $Si \leq 0.05\%$.

10. The cold-rolled austenitic manganese steel strip according to any one of claims 6 to 9, comprising a mean grain size above $15\text{ }\mu\text{m}$, in particular above $20\text{ }\mu\text{m}$.

11. A manganese steel strip having a chemical composition in percent by weight of

$$0.4\% \leq C \leq 1.2\%$$

$$12.0\% \leq Mn \leq 25.0\%$$

$$P \geq 0.03\%$$

$$Si \leq 2\%$$

$Al \leq 0,05\%$, $V \leq 0,5\%$, $Nb \leq 0,5\%$, $Ti \leq 0,5\%$, $Cr \leq 10\%$, $Ni \leq 10\%$, $W \leq 1\%$, $Mo \leq 1\%$, $Cu \leq 3\%$, $B \leq 0,02\%$, $N \leq 0,04\%$, the rest iron and impurities due to production, and comprising a stretch-formed or deep-drawn sheet steel portion of which the structure comprises microtwins with a mean thickness below 30 nm, in particular below 20 nm.

12. A process for producing a hot-rolled austenitic manganese steel strip having a chemical composition in percent by weight of

$$0.4\% \leq C \leq 1.2\%$$

$$12.0\% \leq Mn \leq 25.0\%$$

$$P \geq 0.03\%$$

$$Si \leq 2\%$$

$Al \leq 0,05\%$, $V \leq 0,5\%$, $Nb \leq 0,5\%$, $Ti \leq 0,5\%$, $Cr \leq 10\%$, $Ni \leq 10\%$, $W \leq 1\%$, $Mo \leq 1\%$, $Cu \leq 3\%$, $B \leq 0,02\%$, $N \leq 0,04\%$, the rest iron and impurities due to production, comprising the following steps:

casting a semi-finished product made of steel;

heating the semi-finished product to a temperature above 1100°C ;

rolling the semi-finished product with a final rolling temperature between 750°C and 1050°C, wherein the mean grain size after the hot-rolling process is above 13 μm; and cooling the rolled steel strip at a rate of 20°C/s or quicker.

13. The process according to claim 12, wherein the mean grain size after the hot-rolling process is above 20 μm.

14. A process for producing a cold-rolled austenitic manganese steel strip, comprising the following steps:

preparing a hot-rolled steel strip produced according to any one of the processes of claims 12 or 13; cold-rolling the steel strip; and annealing the cold-rolled steel strip for recrystallization thereof.

15. The process according to claim 14, wherein the annealing temperature is between 750°C and 1150°C, and in particular is greater than 900°C.

Revendications

1. Bande d'acier austénitique au manganèse laminée à chaud, présentant une composition chimique, en données pondérales, de

$$0,4\% \leq C \leq 1,2\%$$

$$12,0\% \leq Mn \leq 25,0\%$$

$$P \geq 0,03\%$$

$$Si \leq 2\%$$

$Al \leq 0,05\%$, $V \leq 0,5\%$, $Nb \leq 0,5\%$, $Ti \leq 0,5\%$, $Cr \leq 10\%$, $Ni \leq 10\%$, $W \leq 1\%$, $Mo \leq 1\%$, $Cu \leq 3\%$, $B \leq 0,02\%$, $N \leq 0,04\%$, le reste étant du fer et des impuretés liées à la production, et présentant une grosseur moyenne de grain supérieure à 13 μm, un produit de l'allongement à la rupture en % et de la résistance à la traction en MPa supérieur à 65.000, en particulier supérieur à 70.000 MPa% étant obtenu.

2. Bande d'acier austénitique au manganèse laminée à chaud selon la revendication 1, présentant comme propriété qu'un échantillon de la bande d'acier au manganèse, après avoir été soumis à un procédé de formage, présente, dans sa structure, des micromacles présentant une épaisseur moyenne inférieure à 30 nm, en particulier inférieure à 20 nm, en particulier inférieure à 10 nm.

3. Bande d'acier austénitique au manganèse, laminée à chaud selon l'une quelconque des revendications précédentes, présentant une teneur en P $\geq 0,05\%$, en particulier $P \geq 0,06\%$, en particulier $P \geq 0,08\%$, plus particulièrement $P \geq 0,10\%$.

4. Bande d'acier austénitique au manganèse, laminée à chaud selon l'une quelconque des revendications précédentes, présentant une teneur en Si $\leq 1,0\%$, en particulier $Si \leq 0,2\%$, plus particulièrement $Si \leq 0,05\%$.

5. Bande d'acier austénitique au manganèse, laminée à chaud selon l'une quelconque des revendications précédentes, présentant une grosseur moyenne de grain supérieure à 18 μm, en particulier supérieure à 20 μm.

6. Bande d'acier austénitique au manganèse laminée à froid, présentant une composition chimique, en données pondérales, de

EP 2 366 035 B1

$$0,4\% \leq C \leq 1,2\%$$

5

$$12,0\% \leq Mn \leq 25,0\%$$

$$P \geq 0,03\%$$

10

$$Si \leq 2\%$$

15

$Al \leq 0,05\%$, $V \leq 0,5\%$, $Nb \leq 0,5\%$, $Ti \leq 0,5\%$, $Cr \leq 10\%$, $Ni \leq 10\%$, $W \leq 1\%$, $Mo \leq 1\%$, $Cu \leq 3\%$, $B \leq 0,02\%$, $N \leq 0,04\%$, le reste étant du fer et des impuretés liées à la production, et présentant une grosseur moyenne de grain supérieure à $5 \mu m$, un produit de l'allongement à la rupture en % et de la résistance à la traction en MPa supérieur à 75.000, en particulier supérieur à 80.000 MPa% étant obtenu.

20

7. Bande d'acier austénitique au manganèse laminée à froid selon la revendication 6, présentant comme propriété qu'un échantillon de la bande d'acier au manganèse, après avoir été soumis à un procédé de formage, présente, dans sa structure, des micromacles présentant une épaisseur moyenne inférieure à 30 nm, en particulier inférieure à 20 nm, en particulier inférieure à 10 nm.

25

8. Bande d'acier austénitique au manganèse, laminée à froid selon l'une quelconque des revendications 6 ou 7, présentant une teneur en $P \geq 0,06\%$, en particulier $P \geq 0,06\%$, en particulier $P \geq 0,08\%$, plus particulièrement $P \geq 0,10\%$.

30

9. Bande d'acier austénitique au manganèse, laminée à froid selon l'une quelconque des revendications 6 à 8, présentant une teneur en $Si \leq 1,0\%$, en particulier $Si \leq 0,2\%$, plus particulièrement $Si \leq 0,05\%$.

10. Bande d'acier austénitique au manganèse, laminée à froid selon l'une quelconque des revendications 6 à 9, présentant une grosseur moyenne de grain supérieure à $15 \mu m$, en particulier supérieure à $20 \mu m$.

35

11. Bande d'acier au manganèse, présentant une composition chimique, en données pondérales, de

$$0,4\% \leq C \leq 1,2\%$$

40

$$12,0\% \leq Mn \leq 25,0\%$$

$$P \geq 0,03\%$$

45

$$Si \leq 2\%$$

50

$Al \leq 0,05\%$, $V \leq 0,5\%$, $Nb \leq 0,5\%$, $Ti \leq 0,5\%$, $Cr \leq 10\%$, $Ni \leq 10\%$, $W \leq 1\%$, $Mo \leq 1\%$, $Cu \leq 3\%$, $B \leq 0,02\%$, $N \leq 0,04\%$, le reste étant du fer et des impuretés provoquées par la production et présentant une section en tôle d'acier étirée sur forme ou emboutie, dont la structure présente des micromacles présentant une épaisseur inférieure à 30 nm, en particulier inférieure à 20 nm.

12. Procédé pour la production d'une bande d'acier austénitique au manganèse laminée à chaud, présentant une composition chimique, en données pondérales, de

55

$$0,4\% \leq C \leq 1,2\%$$

EP 2 366 035 B1

$$12,0\% \leq \text{Mn} \leq 25,0\%$$

5
$$\text{P} \geq 0,03\%$$

10
$$\text{Si} \leq 2\%$$

15
$$\text{Al} \leq 0,05\%, \text{V} \leq 0,5\%, \text{Nb} \leq 0,5\%, \text{Ti} \leq 0,5\%, \text{Cr} \leq 10\%, \text{Ni} \leq 10\%, \text{W} \leq 1\%, \text{Mo} \leq 1\%, \text{Cu} \leq 3\%, \text{B} \leq 0,02\%, \text{N} \leq 0,04\%,$$

le reste étant du fer et des impuretés provoquées par la production, présentant les étapes :

20 coulée d'un produit semi-fini en acier ;
chauffage du produit semi-fini à une température supérieure à 1100°C ;
laminage du produit semi-fini à une température de fin de laminage entre 750°C et 1050°C, la grosseur moyenne de grain après le laminage à chaud étant supérieure à 13 μm ;
et refroidissement de la bande d'acier laminée à une vitesse de 20°C/s ou plus.

25 **13.** Procédé selon la revendication 12, la grosseur moyenne de grain après le laminage à chaud étant supérieure à 20 μm.

14. Procédé pour la production d'une bande d'acier austénitique au manganèse laminée à froid, présentant les étapes :

30 mise à disposition d'une bande d'acier laminée à chaud produite selon un procédé des revendications 12 ou 13 ;
laminage à froid de la bande d'acier ; et
recuit de la bande d'acier laminée à froid pour sa recristallisation.

15. Procédé selon la revendication 14, la température de recuit étant située entre 750°C et 1150°C et en particulier supérieure à 900°C.

35

40

45

50

55

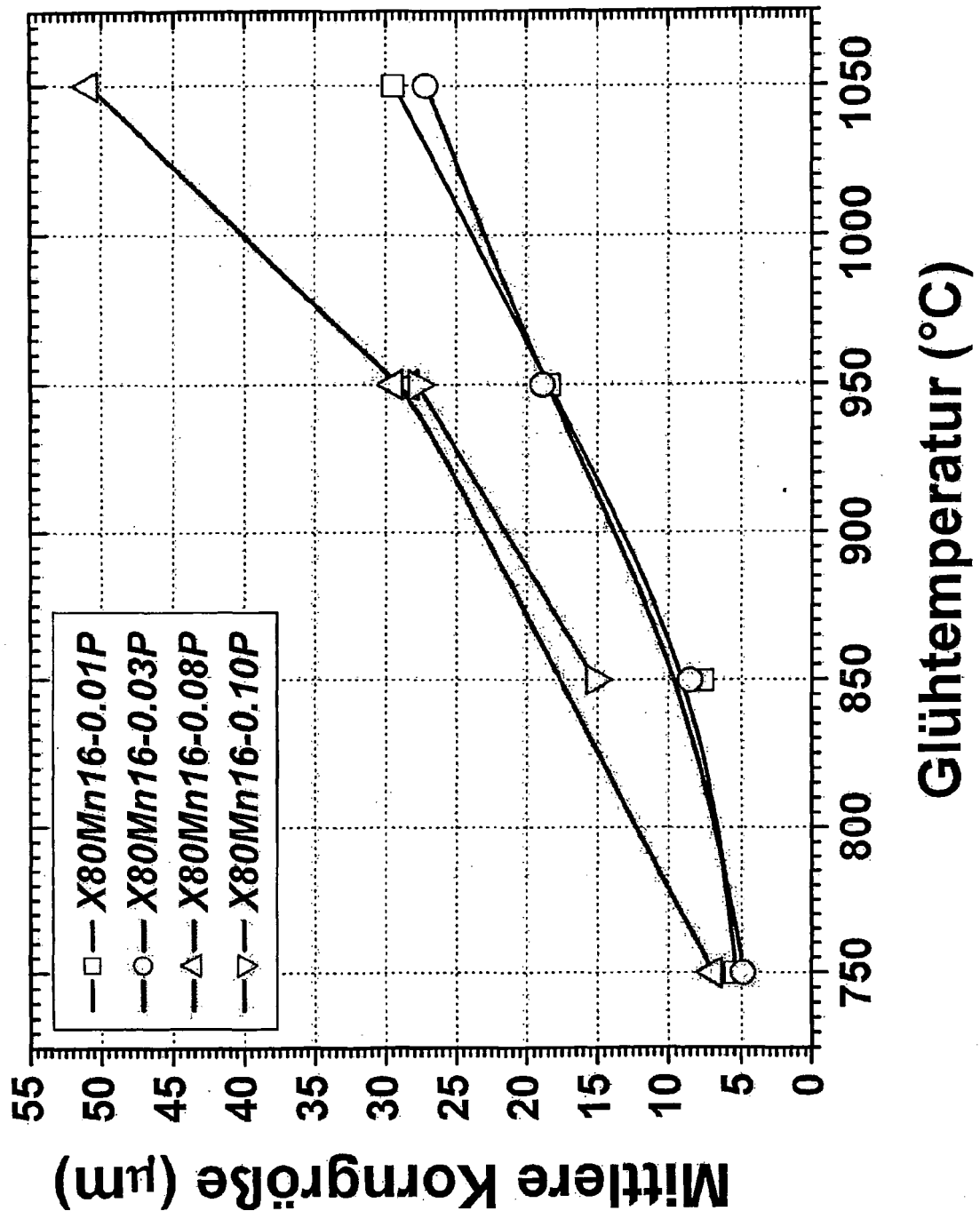


FIG 1

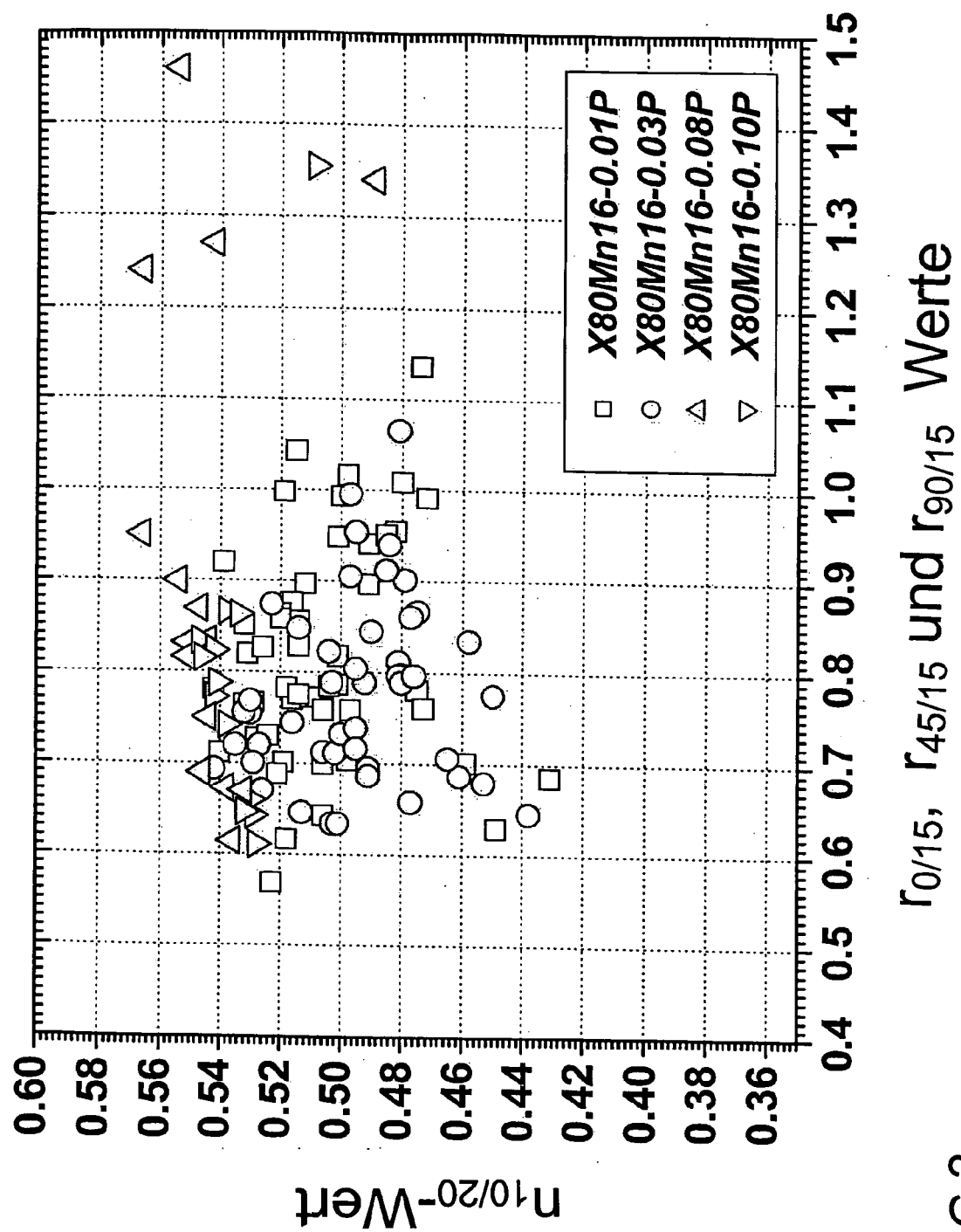


FIG 2

FIG 3A

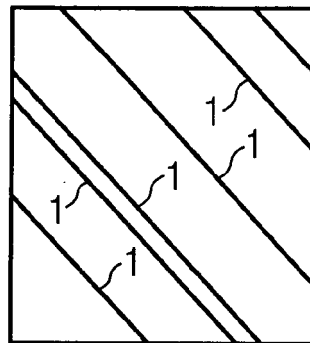


FIG 3B

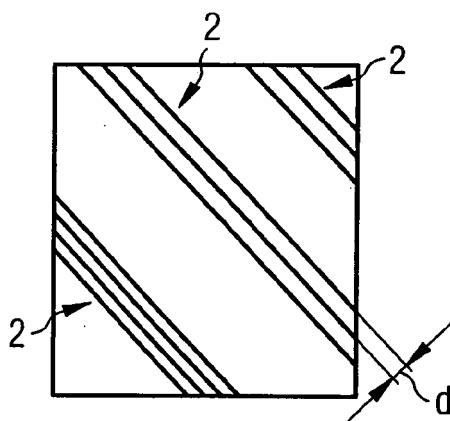


FIG 3C

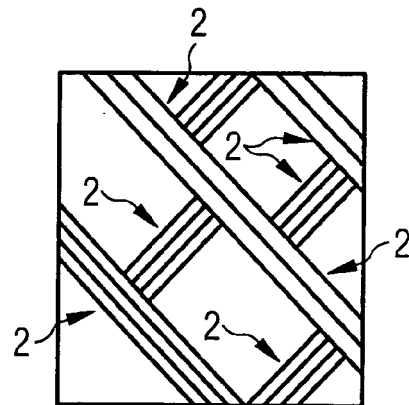




FIG 4

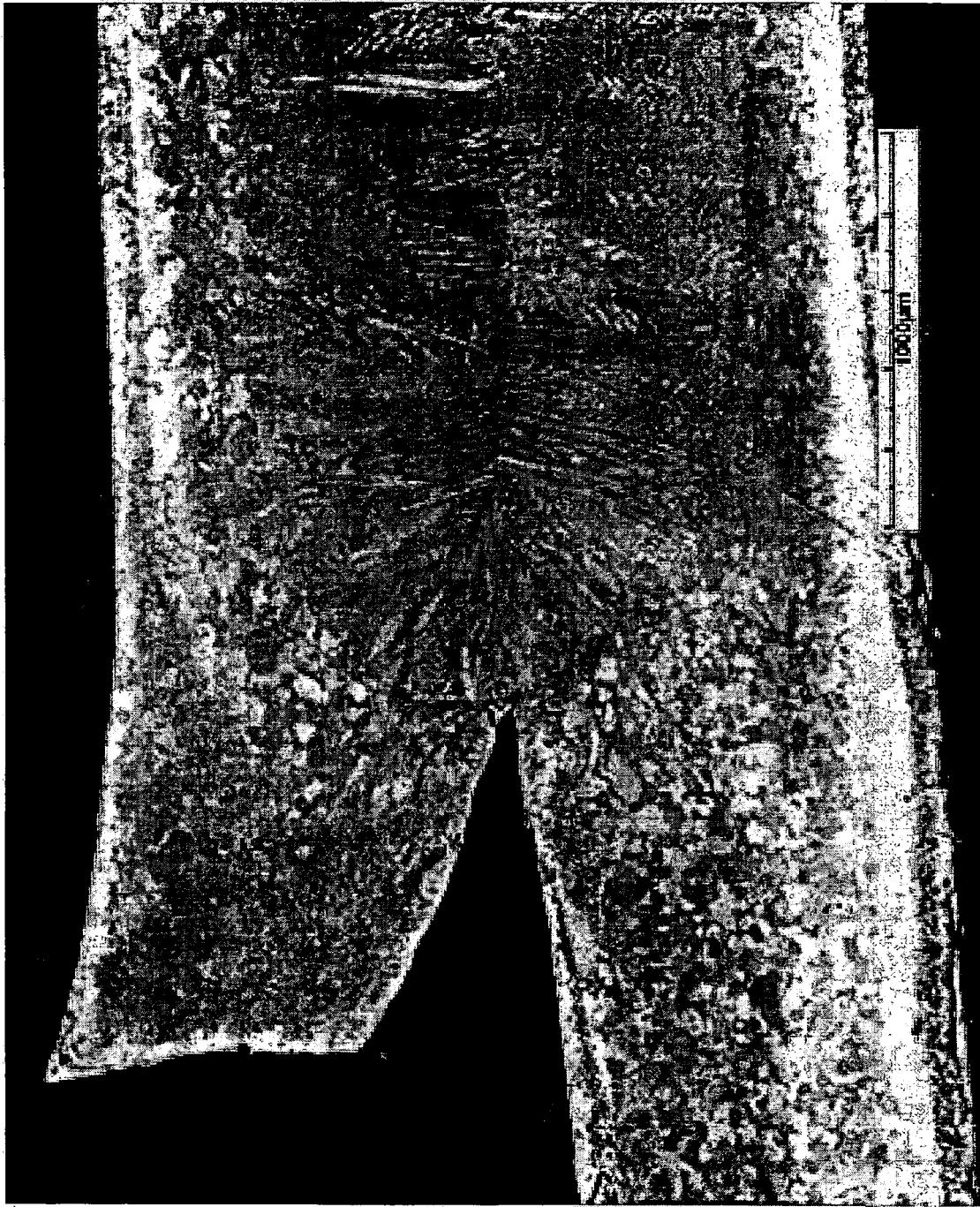


FIG 5

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

- US 20080035248 A1 [0006]
- FR 2857980 A1 [0007]