

(12) NACH DEM VERTRAG ÜBER DIE INTERNATIONALE ZUSAMMENARBEIT AUF DEM GEBIET DES
PATENTWESENS (PCT) VERÖFFENTLICHTE INTERNATIONALE ANMELDUNG
(19) Weltorganisation für geistiges

Eigentum

Internationales Büro

(43) Internationales
Veröffentlichungsdatum
8. Dezember 2016 (08.12.2016)



(10) Internationale Veröffentlichungsnummer
WO 2016/193268 A1

- (51) **Internationale Patentklassifikation:**
C22C 38/04 (2006.01) C21D 8/04 (2006.01)
C22C 38/08 (2006.01) C23C 2/06 (2006.01)
- (21) **Internationales Aktenzeichen:** PCT/EP2016/062284
- (22) **Internationales Anmeldedatum:**
31. Mai 2016 (31.05.2016)
- (25) **Einreichungssprache:** Deutsch
- (26) **Veröffentlichungssprache:** Deutsch
- (30) **Angaben zur Priorität:**
10 2015 108 830.4 3. Juni 2015 (03.06.2015) DE
10 2015 110 164.5 24. Juni 2015 (24.06.2015) DE
- (71) **Anmelder:** SALZGITTER FLACHSTAHL GMBH
[DE/DE]; Eisenhüttenstraße 99, 38239 Salzgitter (DE).
- (72) **Erfinder:** BRAUN, Michael; Auf der Ohe 4, 38165 Lehre
(DE). LUTHER, Friedrich; Herzogin-Elisabeth-Weg 4,
30989 Gehrden (DE). MAIKRANZ-VALENTIN,
Manuel; Glücksburger Straße 41, 34225 Baunatal (DE).
- (74) **Anwalt:** MOSER GÖTZE & PARTNER
PATENTANWÄLTE MBB; Paul-Klinger-Str. 9, 45127
Essen (DE).
- (81) **Bestimmungsstaaten** (soweit nicht anders angegeben, für
jede verfügbare nationale Schutzrechtsart): AE, AG, AL,
AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW,
BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DK, DM,
DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT,
HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JP, KE, KG, KN, KP, KR,
KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG,
MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM,
PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC,
SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN,
TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.
- (84) **Bestimmungsstaaten** (soweit nicht anders angegeben, für
jede verfügbare regionale Schutzrechtsart): ARIPO (BW,
GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST,
SZ, TZ, UG, ZM, ZW), eurasisches (AM, AZ, BY, KG,
KZ, RU, TJ, TM), europäisches (AL, AT, BE, BG, CH,
CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE,
IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO,
RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM,
GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).
- Veröffentlicht:**
— mit internationalem Recherchenbericht (Artikel 21 Absatz
3)

(54) **Title:** DEFORMATION-HARDENED COMPONENT MADE OF GALVANIZED STEEL, PRODUCTION METHOD THEREFOR AND METHOD FOR PRODUCING A STEEL STRIP SUITABLE FOR THE DEFORMATION-HARDENING OF COMPONENTS

(54) **Bezeichnung :** UMFORMGEHÄRTETES BAUTEIL AUS VERZINKTEM STAHL, HERSTELLVERFAHREN HIERZU UND VERFAHREN ZUR HERSTELLUNG EINES STAHLBANDES GEEIGNET ZUR UMFORMHÄRTUNG VON BAUTEILEN

(57) **Abstract:** The invention relates to a deformation-hardened component made of galvanized steel, a method for producing a steel strip that is suitable for the deformation-hardening of components and a method for the production of a deformation-hardened component made of this steel strip. The deformation-hardened component made of galvanized steel, wherein first a plate is cut from a steel strip or steel sheet coated with zinc or a zinc-based alloy, subsequently heated to a deformation temperature above Ac3 and deformed and also hardened, having an at least partly martensitic transformation structure after having been shaped, wherein the steel has the following chemical composition in wt. %: C: 0.10 - 0.50, Si: 0.01 - 0.50, Mn: 0.50 - 2.50, P < 0.02, S < 0.01, N < 0.01, Al: 0.015 - 0.100, B < 0.004, remainder: iron, including inevitable melting and steel associated elements, having at least one element of the group Nb, V, Ti, wherein the sum of the Nb+V+Ti content is in a range of 0.01 to 0.20 wt. %, wherein the structure of the steel after the deformation hardening process has an average grain size of the former austenite grains of < 15.

(57) **Zusammenfassung:** Die Erfindung betrifft ein umformgehärtetes Bauteil aus verzinktem Stahl, ein Verfahren zur Erzeugung eines Stahlbandes geeignet zur Umformhärtung von Bauteilen und ein Verfahren zur Herstellung eines umformgehärteten Bauteils aus diesem Stahlband. Das umformgehärtete Bauteil aus verzinktem Stahl, bei dem zunächst aus einem mit Zink oder einer Legierung auf Basis von Zink beschichteten Stahlband oder Stahlblech eine Platine zugeschnitten, anschließend auf eine Umformtemperatur oberhalb Ac3 erwärmt und umgeformt und dabei gehärtet wird, aufweisend ein zumindest teilmartensitisches Umwandlungsgefüge nach der Formgebung, wobei der Stahl folgende chemische Zusammensetzung in Gew.-%: C: 0,10 - 0,50, Si: 0,01 - 0,50, Mn: 0,50 - 2,50, P < 0,02, S < 0,01, N < 0,01, Al: 0,015 - 0,100, B < 0,004, Rest Eisen, einschließlich unvermeidbarer erschmelzungsbedingter, stahlbegleitender Elemente, mit mindestens einem Element aus der Gruppe Nb, V, Ti, wobei die Summe der Gehalte Nb+V+Ti in einem Bereich von 0,01 bis 0,20 Gew.-% liegt, wobei das Gefüge des Stahls nach der Umformhärtung eine mittlere Korngröße der ehemaligen Austenitkörner von < 15 µm aufweist.

WO 2016/193268 A1

Umformgehärtetes Bauteil aus verzinktem Stahl, Herstellverfahren hierzu und Verfahren zur Herstellung eines Stahlbandes geeignet zur Umformhärtung von Bauteilen

5 Beschreibung

Die Erfindung betrifft ein umformgehärtetes Bauteil aus verzinktem Stahl, ein Verfahren zur Erzeugung eines Stahlbandes geeignet zur Umformhärtung von Bauteilen und ein Verfahren zur Herstellung eines umformgehärteten Bauteils aus
10 diesem Stahlband.

Im Folgenden soll unter dem Begriff der Umformhärtung insbesondere neben der bekannten Presshärtung von Blechen auch die Warmumformung und Härtung von Rohren, insbesondere die Innenhochdruckumformung und die Biegeumformung mit
15 und ohne entsprechenden Umformwerkzeugen, verstanden werden.

Es ist bekannt, dass warmumgeformte insbesondere pressgehärtete Stahlbleche im Automobilbau immer häufiger Verwendung finden. Durch den Prozess des Presshärtens können hochfeste Bauteile erzeugt werden, die vorwiegend im
20 Karosseriebereich eingesetzt werden. Das Presshärten kann grundsätzlich mittels zweier verschiedener Verfahrensvarianten durchgeführt werden, nämlich mittels eines direkten oder indirekten Verfahrens. Hierbei werden zunächst aus einem Stahlband oder Stahlblech Platinen zugeschnitten, die anschließend zu einem Bauteil weiterverarbeitet werden.

25

Beim direkten Verfahren wird eine Stahlblechplatine über die sogenannte Austenitisierungstemperatur aufgeheizt, anschließend wird die so erhitzte Platine in ein Formwerkzeug überführt und in einem einstufigen Umformschritt zum fertigen Bauteil umgeformt und gleichzeitig durch das gekühlte Formwerkzeug mit einer
30 Geschwindigkeit, die über der kritischen Härtegeschwindigkeit des Stahls liegt, abgekühlt, so dass ein gehärtetes Bauteil erzeugt wird.

Beim indirekten Verfahren wird zunächst in einem Umformprozess die Platine zu einem endabmessungsnahen Bauteil umgeformt und beschnitten. Dieses Bauteil wird
35 anschließend auf eine Temperatur über der Austenitisierungstemperatur erhitzt und in

ein Formwerkzeug überführt und eingelegt, welches die Endabmessungen besitzt. Nach dem Schließen des gekühlten Werkzeuges wird das vorgeformte Bauteil in diesem Werkzeug mit einer Geschwindigkeit über der kritischen Härtegeschwindigkeit abgekühlt und dadurch gehärtet.

5

Bekannte warmumformbare Stähle für diesen Einsatzbereich sind zum Beispiel der Mangan-Bor-Stahl „22MnB5“ und neuerdings auch luftvergütbare Stähle gemäß der Offenlegungsschrift DE 10 2010 024 664 A1.

10 Neben unbeschichteten Stahlblechen werden von der Automobilindustrie für das Presshärten vermehrt auch Stahlbleche mit einem Verzunderungsschutz gefordert und eingesetzt, der gleichzeitig einen Korrosionsschutz beim späteren Einsatz des Bauteils bietet. Die Vorteile liegen neben der erhöhten Korrosionsbeständigkeit des fertigen Bauteils darin, dass die Platinen oder Bauteile im Ofen nicht verzundern,
15 wodurch der Verschleiß der Pressenwerkzeuge durch abgeplatzten Zunder reduziert wird.

Zum Einsatz beim Presshärten kommen derzeit durch Schmelztauchen aufgebrachte Beschichtungen aus Aluminium-Silizium (AS), Zink-Aluminium (Z), Zink-Aluminium-
20 Eisen (ZF/ Galvannealed), Zink-Magnesium-Aluminium-Eisen (ZM) sowie elektrolytisch abgeschiedene Beschichtungen aus Zink oder Zink-Nickel, die vor der Warmumformung in eine Eisen-Zink-Legierungsschicht umgewandelt werden können. Diese Korrosionsschutzbeschichtungen werden üblicherweise in kontinuierlichen Durchlaufverfahren auf das Warm- oder Kaltband aufgebracht.

25

Der Vorteil von zinkbasierten Korrosionsschutzbeschichtungen liegt darin, dass diese nicht nur eine Barrierewirkung wie die aluminiumbasierten Beschichtungen aufweisen, sondern zusätzlich einen aktiven kathodischen Korrosionsschutz für das Bauteil bieten können.

30

Das Presshärten von Stahlblechplatinen mit zinkbasierten Beschichtungen ist aus der DE 601 19 826 T2 bekannt. Hier wird eine zuvor oberhalb der Austenitisierungstemperatur auf 800 – 1200 °C erwärmte und ggf. mit einer metallischen Beschichtung aus Zink oder auf Basis von Zink versehene Blechplatine
35 in einem fallweise gekühlten Werkzeug durch Warmumformung zu einem Bauteil

umgeformt, wobei während des Umformens durch schnellen Wärmeentzug das Blech bzw. Bauteil im Umformwerkzeug eine Abschreckhärtung (Presshärtung) erfährt und durch das entstehende martensitische Härtegefüge die geforderten Festigkeitseigenschaften erreicht.

5

Zinkbasierte Systeme haben allerdings auch einen Nachteil. So ist insbesondere beim direkten Presshärten von zinkbasierten Korrosionsschutzbeschichtungen bekannt, dass während des Umformschritts im oberflächennahen Bereich Makrorisse (>100 µm) im Stahl auftreten können, die teilweise sogar durch den Blechquerschnitt reichen. Aus der Literatur ist bekannt, dass auch kleinere Mikrorisse (10 µm bis 100 µm) bereits die Dauerfestigkeit des Bauteils senken und dadurch deren Einsatz verhindern können. Unterhalb von 10 µm werden Mikrorisse allgemein als unschädlich angesehen.

15 Die Ursache für das Auftreten von Makrorissen ist eine flüssigmetallinduzierte Spannungsrissskorrosion, die auch als Flüssigmetallversprödung, Liquid Metal Assisted Cracking (LMAC) oder Liquid Metal Embrittlement (LME) bezeichnet wird. Hierbei werden die Austenitkorngrenzen des Stahls durch flüssige Zinkphasen infiltriert und geschwächt, was insbesondere in Bereichen mit hohen Spannungen
20 bzw. Umformgraden zu tiefen Rissen führen kann.

Eine Möglichkeit dies zu vermeiden, ist das in der Patentschrift DE10 2010 056 265 B3 beschriebene Verfahren zum Herstellen eines gehärteten Stahlbauteiles mit einer Beschichtung aus Zink oder einer Zinklegierung, wobei die Platine abhängig von der
25 Dicke der Zinkschicht oder der Dicke der Zinklegierungsschicht vor dem Umformen so lange auf einer Temperatur von über 782°C gehalten wird, dass sich zwischen dem Stahl und der Beschichtung aus Zink oder einer Zinklegierung eine Sperrschicht aus Zinkferrit ausbildet und die sich ausbildende Zinkferritschicht flüssiges Zink aufnimmt und so dick ausgebildet wird, dass beim Umformen keine flüssigen Zinkphasen mit
30 dem Stahl reagieren.

Unter Zinkferrit wird hier ein Eisen-Zink-Mischkristall verstanden, in dem die Zinkatome substitutionell gelöst im Eisenkristallgitter vorliegen. Durch den geringen Zinkgehalt liegt der Schmelzpunkt des Zinkferrits oberhalb der Umformtemperatur.

35

Eine weitere Möglichkeit ist das in der Patentschrift EP 2 414 562 B1 beschriebene Verfahren zum Herstellen eines gehärteten Stahlbauteils, wobei auf dem Stahl Flachprodukt eine einphasige aus $[\gamma\text{-ZnNi}]$ -Phase bestehende Zink-Nickel-Legierungsschicht elektrolytisch abgeschieden wird, welche neben Zink und
5 unvermeidbaren Verunreinigungen 7 bis 15 Gew.% Nickel enthält, eine aus dem Stahl Flachprodukt gebildete Platine auf eine mindestens 800°C betragende Platinetemperatur erwärmt wird und anschließend in einem Formwerkzeug geformt und mit einer zur Ausbildung des Vergütungs- oder Härtegefüges ausreichenden Geschwindigkeit abgekühlt wird.

10

Durch den Nickelgehalt wird der Schmelzpunkt der Legierungsschicht derart erhöht, dass bei der Warmumformung keine flüssige Zinkphase und somit keine Flüssigmetallversprödung auftreten kann. Allerdings hat das Verfahren den Nachteil, dass einige Verarbeiter/Kunden davon Abstand nehmen. Begründet wird dies durch
15 die Absicht weitestgehend nickelfreie Prozesse und Produkte zu betreiben.

Daneben kann es bei der Presshärtung in Zonen mit ungünstigen Belastungszuständen wie zum Beispiel im Zargenbereich von Bauteilen zu Mikrorissen kommen, die ausgehend von der Zinkbeschichtung tief in das Substrat
20 laufen und bei größeren Risstiefen die Dauerfestigkeit des Bauteils beeinträchtigen können. Mikrorisse können dabei auch ohne das Vorhandensein von flüssigen Zinkphasen entstehen. Hierbei wird die Risspitze durch eindiffundierende Zinkatome geschwächt.

25

Eine Möglichkeit zur Vermeidung von Mikrorissen $> 10\mu\text{m}$ ist der Einsatz des indirekten Presshärtens bei zinkbasierten Beschichtungen, da hier der eigentliche Umformschritt vor der Härtung bei Umgebungstemperaturen durchgeführt wird. Zwar können bei der Härtung und Restformgebung im Werkzeug ebenfalls Risse auftreten, deren Tiefe ist jedoch im Vergleich zu den Rissen bei der direkten Prozessierung
30 deutlich geringer.

35

Das indirekte Verfahren ist jedoch erheblich aufwendiger, da zum einen ein zusätzlicher Arbeitsschritt nötig ist (Kaltumformung) und zum anderen spezielle Öfen zur Erwärmung verwendet werden müssen, in denen Bauteile statt Platinen vor der Härtung erwärmt werden können.

Schließlich wird in der Patentschrift DE 10 2013 100 682 B3 ein Verfahren zur Vermeidung von Mikrorissen beschrieben, bei dem die erwärmte Platine vor dem Presshärten einem Zwischenkühlschritt unterzogen wird. Dieses Verfahren ist sehr aufwändig, da ein zusätzlicher Fertigungsschritt in den Herstellprozess implementiert werden muss.

Des Weiteren sind aus den Offenlegungsschriften WO 2012 028 224 A1, WO 2010 069 588 A1, WO 2005 021 821 A1 und DE 102 46 614 A1 bereits verzinkte Stähle zur Herstellung pressgehärteter Bauteile bekannt. In der Offenlegungsschrift JP 2006 152 427 A sind weitere Stähle zur Herstellung hochfester pressgehärteter Bauteile beschrieben, deren Gefüge nach dem Presshärten überwiegend aus Martensit mit einer Korngröße der ehemaligen Austenitkörner von weniger als 10 µm besteht. Ferner ist aus der Offenlegungsschrift WO 2009 082 091 A1 ein warmgewalztes Stahlblech mit ausgezeichneten Warmumformeigenschaften und hoher Festigkeit bekannt. Den Legierungselementen Nb, Ti und V wird neben einer Verbesserung der Zähigkeit auch eine kornfeinende Wirkung zugesprochen.

Aufgabe der Erfindung ist es, ein umformgehärtetes Bauteil aus verzinktem Stahl anzugeben, welches kostengünstig in der Herstellung ist, und bei dem Mikrorisse > 10µm nach der Umformhärtung weitestgehend vermieden werden. Des Weiteren sollen ein Verfahren zur Erzeugung eines Stahlbandes geeignet zur Umformhärtung von Bauteilen und ein Verfahren zur Herstellung eines umformgehärteten Bauteils aus diesem Stahlband bereitgestellt werden.

Nach der Lehre der Erfindung wird diese Aufgabe durch ein umformgehärtetes Bauteil aus verzinktem Stahl gelöst, bei dem zunächst aus einem mit Zink oder mit einer Legierung auf Basis von Zink beschichteten Stahlband oder Stahlblech eine Platine zugeschnitten, anschließend auf eine Umformtemperatur oberhalb Ac3 erwärmt und umgeformt und dabei gehärtet wird, aufweisend ein zumindest teilmartensitisches Umwandlungsgefüge nach der Formgebung, wobei der Stahl folgende chemische Zusammensetzung in Gew.-%

C: 0,10 - 0,50

Si: 0,01 - 0,50

Mn: 0,50 - 2,50

P<0,02

S<0,01

N<0,01

Al: 0,015 - 0,100

- 5 B<0,004 Rest Eisen, einschließlich unvermeidbarer erschmelzungsbedingter, stahlbegleitender Elemente, mit mindestens einem Element aus der Gruppe Nb, V, Ti, wobei die Summe der Gehalte Nb+V+Ti in einem Bereich von 0,01 bis 0,20 Gew.-% liegt und wobei das Gefüge des Stahls nach der Umformhärtung eine mittlere Korngröße der ehemaligen Austenitkörner von weniger als 15µm aufweist.

10

Überraschend hat sich bei Versuchen gezeigt, dass durch die Verwendung von Platinen mit der angegebenen Legierungszusammensetzung in Kombination mit der Einstellung eines sehr feinkörnigen Gefüges, Mikrorisse bei der Umformhärtung drastisch reduziert oder sogar verhindert werden konnten. Hierbei spielt die Zugabe von Mikrolegierungselementen aus der Gruppe Niob, Titan und Vanadium in den
15 angegebenen Gehalten sowie die dadurch ermöglichte gezielte Einstellung eines sehr feinkörnigen Gefüges im Zuge der Herstellung des Stahlbandes eine entscheidende Rolle. Wird ein Gefüge mit einer Korngröße der ehemaligen Austenitkörner von kleiner als 15 µm eingestellt, sinkt die Neigung zur Mikrorissbildung drastisch. Noch
20 deutlicher wird das Ergebnis, wenn Korngrößen von kleiner 12 µm oder kleiner 9 µm eingestellt werden.

Vermutlich wird durch die Einstellung eines sehr feinkörnigen Gefüges die Risseinleitung und der Rissfortschritt behindert bzw. deutlich reduziert. Darüber
25 hinaus wird durch die Zugabe von Niob, Vanadium oder Titan die Korngrenzenkohäsion der Austenitkörner erhöht, was vermutlich ebenfalls einen positiven Effekt auf die Vermeidung der Rissbildung beim Umformhärten hat.

In einer bevorzugten Legierungszusammensetzung weist der Stahl einen C-Gehalt
30 von 0,20 bis 0,40 Gew.-%, einen Si-Gehalt von 0,15 bis 0,25 Gew.-%, einen Al-Gehalt von 0,015 bis 0,04 Gew.-% auf, wobei die Summe der Gehalte Nb+V+Ti in einem Bereich von 0,03 bis 0,15 Gew.-% liegt.

Um die gewünschten Effekte im Hinblick auf ein möglichst feinkörniges Gefüge zu
35 erreichen, weist der Stahl einen Nb-Gehalt von größer als 0,03 bis kleiner gleich 0,08

Gew.-% und/oder einen V-Gehalt von 0,03% bis 0,08 Gew.-% und/oder einen Ti-Gehalt von größer als 0,09 bis kleiner gleich 0,2 Gew.-% auf.

- Verfahrenstechnisch wird die Erfindung zur Erzeugung eines Stahlbandes geeignet zur Umformhärtung von Bauteilen durch folgende Schritte realisiert:
- 5 - Erschmelzen eines Stahls mit folgender chemischer Zusammensetzung in Gew.-%
C: 0,10 - 0,50
Si: 0,01 - 0,50
Mn: 0,50 - 2,50
 - 10 P<0,02
S<0,01
N<0,01
Al: 0,015 - 0,100
B<0,004
 - 15 Rest Eisen, einschließlich unvermeidbarer erschmelzungsbedingter, stahlbegleitender Elemente, mit mindestens einem Element aus der Gruppe Nb, V, Ti, wobei die Summe der Gehalte Nb+V+Ti in einem Bereich von 0,01 bis 0,20 Gew.-% liegt,
 - Vergießen des Stahls im Stranggießverfahren zu einzelnen Brammen mit anschließender Abkühlung an ruhender Luft,
 - 20 - Wiedererwärmen der Brammen auf eine Temperatur im Bereich von 1200°C bis 1280°C - Die Haltezeit über 1200°C muss dabei min. 30 min betragen, -
 - Warmwalzen der wiedererwärmten Brammen mit einer Walzendtemperatur im Bereich von 780C bis 920C,
 - Aufwickeln des Warmbandes bei einer Haspeltemperatur im Bereich von 630°C bis
 - 25 750°C,
 - Optionales Kaltwalzen des Warmbandes mit anschließender optionaler Rekristallisationsglühung,
 - Beschichten des warm- oder kaltgewalzten Bandes mit Zink oder einer Legierung auf Basis von Zink,
 - 30 - Optionale Wärmebehandlung zur Überführung der Zink- oder Zinklegierungsbeschichtung in eine Zink-Eisen-Legierungsschicht.

Erfindungsgemäß wurde erkannt, dass die karbidbildenden Mikrolegierungselemente, wie beispielsweise Niobcarbid, eine ausreichende Auflösung aus dem

35 vorangegangenen Stranggießprozess erfahren müssen, um im Zuge des

Warmwalzens feine Ausscheidungen auf den Austenitkorn Grenzen zu bilden, die dann maßgebend zur Keimbildung bei der Phasenumwandlung und Behinderung der Kornvergrößerung bei hohen Temperaturen und damit für die Feinkörnigkeit und die Rissbeständigkeit im späteren umformgehärteten Bauteil sind.

5

Erfindungsgemäß erfolgt daher eine Wiedererwärmung der Bramme auf eine Temperatur im Bereich von 1200°C bis 1280°C . Die Haltezeit über 1200°C muss dabei mindestens 30 min betragen.

10

Zudem wird die Endwalztemperatur erfindungsgemäß gegenüber üblichen Temperaturen auf Werte in einem Bereich von 780°C bis 920°C herabgesetzt, um eine hohe Versetzungsdichte am Ende des Warmwalzprozesses zu erzielen. Dies führt bei der anschließenden Abkühlung des Warmbandes zu einer hohen Keimdichte für die Phasenumwandlung und damit zu dem angestrebten sehr feinen Korn.

15

Erfindungsgemäß wird das Warmband anschließend bei einer Haspeltemperatur im Bereich von 630°C bis 750°C zu einem Coil aufgewickelt. Dieser Temperaturbereich wurde erfindungsgemäß festgelegt, da erkannt wurde, dass in diesem Temperaturbereich der Ausscheidungsdruck für die Ausscheidungen am größten ist

20

Das so erzeugte Warmband kann anschließend verzinkt und direkt weiter zu einem Bauteil verarbeitet werden oder es wird ein Kaltwalzschritt der Verzinkung vorgeschaltet, um entsprechend dünne Bänder von beispielsweise unter 1,5 mm Dicke zu erzeugen. Falls das Warmband einem Kaltwalzschritt unterzogen wurde, kann das kaltgewalzte Band anschließend optional einer Rekristallisationsglühung unterzogen werden. Dies kann in einer Haubenglühe oder in einer Durchlaufglühanlage erfolgen, wobei die Durchlaufglühung auch im Zuge einer Schmelztauchverzinkung erfolgen kann.

30

Als Beschichtungsverfahren kommt sowohl das Schmelztauchen, als auch das elektrolytische Verzinken in Betracht. Die Beschichtung basiert auf Zink als Hauptbestandteil, wobei aber auch beispielsweise Aluminium, Magnesium, Nickel und Eisen einzeln oder in Kombination hierin enthalten sein können. Auch sind kombinierte Beschichtungen aus elektrolytischer Abscheidung von beispielsweise Nickel, Eisen oder Zink und einer nachfolgenden Glühung und

35

Schmelztauchveredlung möglich. Weiter ist es möglich, eine dünne Beschichtung durch Abscheidung aus der Gasphase zu erzeugen und nachfolgend das Band elektrolytisch oder durch Schmelztauchen mit einer Beschichtung aus Zink oder einer Zinklegierung zu veredeln. Darüber hinaus ist es möglich, die erzeugten Schichten
5 durch eine geeignete Glühbehandlung in Zink-Eisen Legierungsschichten zu überführen, um beispielsweise beim Umformhärten kürzere Ofenzeiten oder eine induktive Schnellerwärmung zu ermöglichen. Dies kann entweder unmittelbar nach dem Schmelztauchprozess erfolgen (Galvannealing) oder aber in einem separatem Prozessschritt erfolgen in Form einer Hauben- oder Durchlaufglühung.

10

Das so erzeugte umformgehärtete Bauteil weist eine außerordentlich gute Umformbarkeit auf, wobei in einem Biegeversuch ermittelte Biegewinkel von über 60° und sogar bis über 80° möglich sind, insbesondere, wenn das walzharte Kaltband vor der Verzinkung einer rekristallisierenden Haubenglühung in einem Temperaturbereich
15 von 650°C bis 700°C und einer Haltezeit von 24 bis 72 Stunden unterzogen wurde.

Die Dicke der Beschichtung kann je nach Anforderung an den Korrosionsschutz zwischen 5 µm und 25 µm betragen, wobei auch größere Dicken möglich sind.

20 Auch können aus dem nach dem vorbeschriebenen Verfahren hergestellten Stahlband verschweißte Rohre hergestellt werden, die dann jeweils zu einem Bauteil umformgehärtet werden. Die Umformhärtung kann zum Beispiel im Zuge eines Biegeprozesses oder durch Innenhochdruckumformung erfolgen.

25 Die Rohre können als geschweißte Rohre vorliegen oder das Stahlband wird zu einem Schlitzrohr umgeformt, welches dann entlang seiner Bandkanten verschweißt wird, wobei als Schweißverfahren zur Herstellung geschweißter Rohre zum Beispiel Hochfrequenz-Induktionsschweißen (HFI) oder Laserschweißen in Frage kommen.

Patentansprüche

1. Umformgehärtetes Bauteil aus verzinktem Stahl, bei dem zunächst aus einem mit Zink oder einer Legierung auf Basis von Zink beschichteten Stahlband oder
5 Stahlblech eine Platine zugeschnitten, anschließend auf eine Umformtemperatur oberhalb Ac3 erwärmt und umgeformt und dabei gehärtet wird, aufweisend ein zumindest teilmartensitisches Umwandlungsgefüge nach der Formgebung, wobei der Stahl folgende chemische Zusammensetzung in Gew.-%
C: 0,10 - 0,50
10 Si: 0,01 - 0,50
Mn: 0,50 - 2,50
P<0,02
S<0,01
N<0,01
15 Al: 0,015 - 0,100
B<0,004
Rest Eisen, einschließlich unvermeidbarer erschmelzungsbedingter, stahlbegleitender Elemente, mit mindestens einem Element aus der Gruppe Nb, V, Ti, wobei die Summe der Gehalte Nb+V+Ti in einem Bereich von 0,01 bis 0,20 Gew.-% liegt, wobei
20 das Gefüge des Stahls nach der Umformhärtung eine mittlere Korngröße der ehemaligen Austenitkörner von <15 µm aufweist.
2. Umformgehärtetes Bauteil nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass der Stahl einen C-Gehalt von 0,20 bis 0,40 Gew.-%, einen Si-Gehalt von 0,15 bis 0,25
25 Gew.-%, einen Al-Gehalt von 0,015 bis 0,04 Gew.-% aufweist, wobei die Summe der Gehalte Nb+V+Ti in einem Bereich von 0,03 bis 0,15 Gew.-% liegt.
3. Umformgehärtetes Bauteil nach Anspruch 1 und 2, dadurch gekennzeichnet, dass der Stahl einen Nb-Gehalt von größer als 0,03 bis kleiner gleich 0,08 Gew.-%
30 und/oder einen V-Gehalt von 0,03 bis 0,08 Gew.-% und/oder einen Ti-Gehalt von größer als 0,09 bis kleiner gleich 0,2 Gew.-% aufweist.
4. Umformgehärtetes Bauteil nach den Ansprüchen 1 bis 3, dadurch gekennzeichnet, dass das Gefüge des Stahls nach der Umformhärtung eine mittlere Korngröße der
35 ehemaligen Austenitkörner von <12 µm aufweist.

5. Umformgehärtetes Bauteil nach den Ansprüchen 1 bis 4, dadurch gekennzeichnet, dass das Gefüge des Stahls nach der Umformgehärtung eine mittlere Korngröße der ehemaligen Austenitkörner von $<9 \mu\text{m}$ aufweist.

5

6. Umformgehärtetes Bauteil nach einem der Ansprüche 1 bis 5, dadurch gekennzeichnet, dass das umformgehärtete Bauteil einen Biegewinkel von mindestens 60° aufweist.

10 7. Verfahren zur Erzeugung eines Stahlbandes geeignet zur Umformhärtung von Bauteilen, insbesondere nach den Ansprüchen 1 bis 6, gekennzeichnet durch die Schritte:

- Erschmelzen eines Stahls mit folgender chemischen Zusammensetzung in Gew.-%

C: 0,10 - 0,50

15 Si: 0,01 - 0,50

Mn: 0,50 - 2,50

P<0,02

S<0,01

N<0,01

20 Al: 0,015 - 0,100

B<0,004

Rest Eisen, einschließlich unvermeidbarer erschmelzungsbedingter, stahlbegleitender Elemente, mit mindestens einem Element aus der Gruppe Nb, V, Ti, wobei die Summe der Gehalte Nb+V+Ti in einem Bereich von 0,01 bis 0,20 Gew.-% liegt,

25 - Vergießen des Stahls im Stranggießverfahren zu einzelnen Brammen mit anschließender Abkühlung an ruhender Luft,

- Wiedererwärmen der Brammen auf eine Temperatur im Bereich von 1200°C bis

1280°C , - Warmwalzen der wiedererwärmten Brammen mit einer Walzendtemperatur im Bereich von 780°C bis 920°C ,

30 - Aufwickeln des Warmbandes bei einer Temperatur im Bereich von 630°C bis 750°C ,

- Optionales Kaltwalzen des Warmbandes mit anschließender optionaler Rekristallisationsglühung,

- Beschichten des warm- oder kaltgewalzten Bandes mit Zink oder einer Legierung auf Basis von Zink,

35 - Optionale Wärmebehandlung zur Überführung der Zink- oder

Zinklegierungsbeschichtung in eine Zink-Eisen-Legierungsschicht.

8. Verfahren nach Anspruch 7, dadurch gekennzeichnet, dass der zu erschmelzende Stahl einen C-Gehalt von 0,20 bis 0,40 Gew.-%, einen Si-Gehalt von 0,15 bis 0,25 Gew.-%, einen Al-Gehalt von 0,015 bis 0,04 Gew.-% aufweist, wobei die Summe der
5 Gehalte Nb+V+Ti in einem Bereich von 0,03 bis 0,15 Gew.-% liegt.

9. Verfahren zur Herstellung eines umformgehärteten Bauteils aus einem nach den Ansprüchen 7 oder 8 hergestellten Stahlbandes, dadurch gekennzeichnet, dass das
10 Stahlband zu einem Schlitzrohr umgeformt wird, das Schlitzrohr entlang seiner Bandkanten verschweißt wird und das geschweißte Rohr zu einem Bauteil umformgehärtet wird.

10. Verfahren nach Anspruch 9, dadurch gekennzeichnet, dass das Schlitzrohr mittels
15 Hochfrequenz-Induktionsschweißen (HFI) oder Laserschweißen verschweißt wird.

11. Verfahren nach Anspruch 9 und 10, dadurch gekennzeichnet, dass im Zuge der Umformhärtung das geschweißte Rohr zu einem Bauteil warm umgeformt und dabei gehärtet wird.

20

12. Verfahren nach Anspruch 11, dadurch gekennzeichnet, dass das Warmumformen eine Biege- oder Innenhochdruckumformung ist.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No
PCT/EP2016/062284

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
INV. C22C38/04 C22C38/08 C21D8/04 C23C2/06
ADD.
According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED
Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)
C21D C22C
Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)
EPO-Internal, CHEM ABS Data, WPI Data

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT		
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2002 088447 A (KAWASAKI STEEL CO) 27 March 2002 (2002-03-27) paragraphs [0016], [0017]; tables 1-6; compound J -----	1-12
A	US 2007/006948 A1 (NONAKA TOSHIKI [JP] ET AL) 11 January 2007 (2007-01-11) tables 1-3 -----	1-12
A	JP 2006 152427 A (SUMITOMO METAL IND) 15 June 2006 (2006-06-15) cited in the application paragraphs [0027], [0028]; tables 1,2 -----	1-12
A	EP 1 865 086 A1 (THYSSENKRUPP STEEL AG [DE]) 12 December 2007 (2007-12-12) paragraphs [0021], [0022]; claims 1-21; table 1 -----	1-12
	-/--	

Further documents are listed in the continuation of Box C.

See patent family annex.

* Special categories of cited documents :

- "A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance
- "E" earlier application or patent but published on or after the international filing date
- "L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)
- "O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means
- "P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention

"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone

"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art

"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search 8 July 2016	Date of mailing of the international search report 18/07/2016
Name and mailing address of the ISA/ European Patent Office, P.B. 5818 Patentlaan 2 NL - 2280 HV Rijswijk Tel. (+31-70) 340-2040, Fax: (+31-70) 340-3016	Authorized officer Badcock, Gordon

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No
PCT/EP2016/062284

C(Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT		
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	EP 1 806 421 A1 (NIPPON STEEL CORP [JP]) 11 July 2007 (2007-07-11) claims 1-46; tables 1-46 -----	1-12
A	JP 2007 332457 A (NISSAN MOTOR; NAT INST FOR MATERIALS SCIENCE) 27 December 2007 (2007-12-27) abstract; tables 1-3 -----	1-12

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

Information on patent family members

International application No

PCT/EP2016/062284

Patent document cited in search report	Publication date	Patent family member(s)	Publication date
JP 2002088447 A	27-03-2002	JP 3698046 B2 JP 2002088447 A	21-09-2005 27-03-2002

US 2007006948 A1	11-01-2007	AU 2003235443 A1 US 2007006948 A1 US 2011120598 A1 WO 2004106571 A1	21-01-2005 11-01-2007 26-05-2011 09-12-2004

JP 2006152427 A	15-06-2006	JP 4513608 B2 JP 2006152427 A	28-07-2010 15-06-2006

EP 1865086 A1	12-12-2007	AT 477348 T EP 1865086 A1 WO 2007141152 A1	15-08-2010 12-12-2007 13-12-2007

EP 1806421 A1	11-07-2007	CA 2575241 A1 EP 1806421 A1 EP 2700730 A2 ES 2523760 T3 KR 20070040798 A KR 20090031959 A US 2008008901 A1 US 2012077051 A1 WO 2006011503 A1	02-02-2006 11-07-2007 26-02-2014 01-12-2014 17-04-2007 30-03-2009 10-01-2008 29-03-2012 02-02-2006

JP 2007332457 A	27-12-2007	JP 5220343 B2 JP 2007332457 A	26-06-2013 27-12-2007

A. KLASSIFIZIERUNG DES ANMELDUNGSGEGENSTANDES INV. C22C38/04 C22C38/08 C21D8/04 C23C2/06 ADD.		
Nach der Internationalen Patentklassifikation (IPC) oder nach der nationalen Klassifikation und der IPC		
B. RECHERCHIERTE GEBIETE Recherchierter Mindestprüfstoff (Klassifikationssystem und Klassifikationssymbole) C21D C22C		
Recherchierte, aber nicht zum Mindestprüfstoff gehörende Veröffentlichungen, soweit diese unter die recherchierten Gebiete fallen		
Während der internationalen Recherche konsultierte elektronische Datenbank (Name der Datenbank und evtl. verwendete Suchbegriffe) EPO-Internal, CHEM ABS Data, WPI Data		
C. ALS WESENTLICH ANGESEHENE UNTERLAGEN		
Kategorie*	Bezeichnung der Veröffentlichung, soweit erforderlich unter Angabe der in Betracht kommenden Teile	Betr. Anspruch Nr.
A	JP 2002 088447 A (KAWASAKI STEEL CO) 27. März 2002 (2002-03-27) Absätze [0016], [0017]; Tabellen 1-6; Verbindung J -----	1-12
A	US 2007/006948 A1 (NONAKA TOSHIKI [JP] ET AL) 11. Januar 2007 (2007-01-11) Tabellen 1-3 -----	1-12
A	JP 2006 152427 A (SUMITOMO METAL IND) 15. Juni 2006 (2006-06-15) in der Anmeldung erwähnt Absätze [0027], [0028]; Tabellen 1,2 -----	1-12
A	EP 1 865 086 A1 (THYSSENKRUPP STEEL AG [DE]) 12. Dezember 2007 (2007-12-12) Absätze [0021], [0022]; Ansprüche 1-21; Tabelle 1 -----	1-12
	-/--	
<input checked="" type="checkbox"/> Weitere Veröffentlichungen sind der Fortsetzung von Feld C zu entnehmen <input checked="" type="checkbox"/> Siehe Anhang Patentfamilie		
* Besondere Kategorien von angegebenen Veröffentlichungen : "A" Veröffentlichung, die den allgemeinen Stand der Technik definiert, aber nicht als besonders bedeutsam anzusehen ist "E" frühere Anmeldung oder Patent, die bzw. das jedoch erst am oder nach dem internationalen Anmeldedatum veröffentlicht worden ist "L" Veröffentlichung, die geeignet ist, einen Prioritätsanspruch zweifelhaft erscheinen zu lassen, oder durch die das Veröffentlichungsdatum einer anderen im Recherchenbericht genannten Veröffentlichung belegt werden soll oder die aus einem anderen besonderen Grund angegeben ist (wie ausgeführt) "O" Veröffentlichung, die sich auf eine mündliche Offenbarung, eine Benutzung, eine Ausstellung oder andere Maßnahmen bezieht "P" Veröffentlichung, die vor dem internationalen Anmeldedatum, aber nach dem beanspruchten Prioritätsdatum veröffentlicht worden ist "T" Spätere Veröffentlichung, die nach dem internationalen Anmeldedatum oder dem Prioritätsdatum veröffentlicht worden ist und mit der Anmeldung nicht kollidiert, sondern nur zum Verständnis des der Erfindung zugrundeliegenden Prinzips oder der ihr zugrundeliegenden Theorie angegeben ist "X" Veröffentlichung von besonderer Bedeutung; die beanspruchte Erfindung kann allein aufgrund dieser Veröffentlichung nicht als neu oder auf erfinderischer Tätigkeit beruhend betrachtet werden "Y" Veröffentlichung von besonderer Bedeutung; die beanspruchte Erfindung kann nicht als auf erfinderischer Tätigkeit beruhend betrachtet werden, wenn die Veröffentlichung mit einer oder mehreren Veröffentlichungen dieser Kategorie in Verbindung gebracht wird und diese Verbindung für einen Fachmann naheliegend ist "&" Veröffentlichung, die Mitglied derselben Patentfamilie ist		
Datum des Abschlusses der internationalen Recherche		Absenddatum des internationalen Recherchenberichts
8. Juli 2016		18/07/2016
Name und Postanschrift der Internationalen Recherchenbehörde Europäisches Patentamt, P.B. 5818 Patentlaan 2 NL - 2280 HV Rijswijk Tel. (+31-70) 340-2040, Fax: (+31-70) 340-3016		Bevollmächtigter Bediensteter Badcock, Gordon

C. (Fortsetzung) ALS WESENTLICH ANGESEHENE UNTERLAGEN		
Kategorie*	Bezeichnung der Veröffentlichung, soweit erforderlich unter Angabe der in Betracht kommenden Teile	Betr. Anspruch Nr.
A	EP 1 806 421 A1 (NIPPON STEEL CORP [JP]) 11. Juli 2007 (2007-07-11) Ansprüche 1-46; Tabellen 1-46 -----	1-12
A	JP 2007 332457 A (NISSAN MOTOR; NAT INST FOR MATERIALS SCIENCE) 27. Dezember 2007 (2007-12-27) Zusammenfassung; Tabellen 1-3 -----	1-12

INTERNATIONALER RECHERCHENBERICHT

Angaben zu Veröffentlichungen, die zur selben Patentfamilie gehören

Internationales Aktenzeichen

PCT/EP2016/062284

Im Recherchenbericht angeführtes Patentdokument	Datum der Veröffentlichung	Mitglied(er) der Patentfamilie	Datum der Veröffentlichung
JP 2002088447 A	27-03-2002	JP 3698046 B2 JP 2002088447 A	21-09-2005 27-03-2002
US 2007006948 A1	11-01-2007	AU 2003235443 A1 US 2007006948 A1 US 2011120598 A1 WO 2004106571 A1	21-01-2005 11-01-2007 26-05-2011 09-12-2004
JP 2006152427 A	15-06-2006	JP 4513608 B2 JP 2006152427 A	28-07-2010 15-06-2006
EP 1865086 A1	12-12-2007	AT 477348 T EP 1865086 A1 WO 2007141152 A1	15-08-2010 12-12-2007 13-12-2007
EP 1806421 A1	11-07-2007	CA 2575241 A1 EP 1806421 A1 EP 2700730 A2 ES 2523760 T3 KR 20070040798 A KR 20090031959 A US 2008008901 A1 US 2012077051 A1 WO 2006011503 A1	02-02-2006 11-07-2007 26-02-2014 01-12-2014 17-04-2007 30-03-2009 10-01-2008 29-03-2012 02-02-2006
JP 2007332457 A	27-12-2007	JP 5220343 B2 JP 2007332457 A	26-06-2013 27-12-2007