

(19)



Europäisches Patentamt

European Patent Office

Office européen des brevets



(11)

**EP 0 914 480 B1**

(12)

## EUROPÄISCHE PATENTSCHRIFT

(45) Veröffentlichungstag und Bekanntmachung des Hinweises auf die Patenterteilung:

**29.09.2004 Patentblatt 2004/40**

(21) Anmeldenummer: **97922915.0**

(22) Anmeldetag: **26.04.1997**

(51) Int Cl.7: **C21D 8/04**

(86) Internationale Anmeldenummer:  
**PCT/EP1997/002169**

(87) Internationale Veröffentlichungsnummer:  
**WO 1997/046720 (11.12.1997 Gazette 1997/53)**

(54) **VERFAHREN ZUR ERZEUGUNG EINES KALTGEWALZTEN STAHLBLECHES ODER -BANDES MIT GUTER UMFORMBARKEIT**

PROCESS FOR PRODUCING AN EASILY SHAPED COLD-ROLLED SHEET OR STRIP

PROCEDE DE PRODUCTION D'UNE TOLE OU D'UN FEUILLARD D'ACIER LAMINE(E) A FROID, PRESENTANT UNE BONNE APTITUDE AU FORMAGE

(84) Benannte Vertragsstaaten:  
**AT BE DE ES FR GB IT NL SE**

(30) Priorität: **01.06.1996 DE 19622164**

(43) Veröffentlichungstag der Anmeldung:  
**12.05.1999 Patentblatt 1999/19**

(73) Patentinhaber: **ThyssenKrupp Stahl AG**  
**47166 Duisburg (DE)**

(72) Erfinder:  
• **HECKELMANN, Ilse**  
**D-46509 Xanten (DE)**  
• **HEIDTMANN, Ullrich**  
**D-46240 Bottrop (DE)**  
• **BODE, Rolf**  
**D-46485 Wesel (DE)**

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

(56) Entgegenhaltungen:  
**EP-A- 0 620 288 DE-C- 3 803 064**  
**DE-C- 19 547 181**

- **PROCEEDINGS OF THE SYMPOSIUM ON: HIGH-STRENGTH SHEET STEELS FOR THE AUTOMOTIVE INDUSTRY, IRON & STEEL SOCIETY, 16. - 19.Oktober 1994, BALTIMORE, US, Seiten 135-139, XP002038992 T. HAYASHIDA ET AL.: "Developement and application of continuous-annealed low-carbon Al-killed BH steel sheets" in der Anmeldung erwähnt**
- **INTERNATIONALE TAGUNG: "STAHL IM AUTOMOBILBAU", VEREIN DEUTSCHER EISENHÜTTENLEUTE, PREPRINTS, 24. - 26.September 1990, WÜRZBURG, DE, Seiten 85-94, XP002038993 N. MIZUI ET AL.: "Recent Development in Bake-hardenable Sheet Steel for Automotive Body Panels" in der Anmeldung erwähnt**
- **PROCEEDINGS OF THE SYMPOSIUM ON: HIGH-STRENGTH SHEET STEELS FOR THE AUTOMOTIVE INDUSTRY, IRON & STEEL SOCIETY, 16. - 19.Oktober 1994, BALTIMORE, US, Seiten 141-148, XP002038994 W. BLECK ET AL.: "METALLURGICAL DESIGN OF HIGH-STRENGTH ULC STEELS " in der Anmeldung erwähnt**

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

**EP 0 914 480 B1**

## Beschreibung

**[0001]** Die Erfindung betrifft ein Verfahren zur Erzeugung eines kaltgewalzten höherfesten Stahlbleches oder -bandes mit guter Umformbarkeit, insbesondere Streckziehbarkeit zur Herstellung von Preßteilen mit hoher Beulsteifigkeit.

**[0002]** Die Preßteile sollen eine hohe Materialgrundfestigkeit haben und nach einer zusätzlichen Wärmebehandlung, wie sie üblicherweise beim Lackieren angewendet wird, eine zusätzliche Materialverfestigung ("Bake-hardening") erhalten. Dadurch werden hervorragende Beulsteifigkeitseigenschaften erreicht. Preßteile mit hohem Streckziehanteil sind z.B. flache Karosserieteile in der Automobilindustrie, wie Türen, Hauben, Dächer.

**[0003]** Bei der Herstellung von durchlaufgeglühten Al-beruhigten unlegierten Tiefziehstählen mit besonderen Umformansprüchen wird nach Abkühlung von Rekristallisationstemperatur eine zusätzliche Glühung, die sogenannte Überalterungsglühung, angewendet um Alterungsbeständigkeit zu gewährleisten. Ein alterungsbeständiger Werkstoff ist dadurch gekennzeichnet, daß auch nach längeren Lagerzeiten keine nennenswerten Veränderungen der Werkstoffeigenschaften auftreten und eine fehlerfreie, fließfigurenfreie Weiterverarbeitung möglich ist. In einem Durchlaufofen kann diese Behandlung in einem Überalterungsteil der Linie erfolgen. Bei Bändern, die in einer gängigen Feuerbeschichtungsanlage erzeugt werden, muß eine anschließende externe Glühung, üblicherweise im Bund, durchgeführt werden. Der Gehalt an Kohlenstoff liegt bei den Al-beruhigten unlegierten Tiefziehstählen, auch "Lowcarbon" (LC) -Stähle genannt, im Bereich 0,02 bis 0,08%.

**[0004]** Vor allem für den Automobilkarosseriebau ist aus Gründen der Gewichtseinsparung der Einsatz von möglichst dünnem Blech erwünscht. Um die erforderlichen Beulsteifigkeiten trotz Dickenreduzierung der Bleche zu gewährleisten, sind höhere Festigkeiten notwendig. Hierfür finden Bake-hardening Stähle zunehmend Einsatz. Stähle mit Bake-hardening Eigenschaften zeichnen sich durch eine zusätzliche Streckgrenzensteigerung am gezogenen Bauteil aus. Diese wird dadurch erreicht, daß der Werkstoff neben der beim Pressen auftretenden Verformungsverfestigung ("Work-hardening") noch eine zusätzliche Festigkeitssteigerung beim Einbrennlackieren, dem "Bake-hardening", erfährt. Die physikalische Ursache ist eine kontrolliert ablaufende Kohlenstoffalterung. Für Bake-hardening Stähle und deren Anwendungsgebiet ist eine ausreichende Alterungsbeständigkeit für fehlerfreie Oberflächen nach dem Verpressen ebenfalls notwendig.

**[0005]** Ein unlegierter LC-Stahl kann in Durchlauföfen, die einen Überalterungsteil in Linie besitzen, auch als Bake-hardening Stahl erzeugt werden, indem chemische Stahlzusammensetzung, Abkühlrate und Überalterungsbedingung genau aufeinander abgestimmt werden. Dieses Verfahren wird bereits großtechnisch angewendet. Eine Optimierung der Erzeugungsbedingungen wird z.B. von Hayashida et al. (T. Hayashida, M. Oda, T. Yamada, Y. Matsukawa, J. Tanaka: "Development and applications of continuous-annealed low-carbon Al-killed BH steel sheets", Proc. of the Symp. on High-Strength Sheet steels for the Automotive Industry, Baltimore, October 16-19, 1994, p.135) beschrieben.

**[0006]** In anderen Verfahren zur Erzeugung von alterungsbeständigen kaltgewalzten Stählen mit Bake-hardening Eigenschaften in kontinuierlichen Bandanlagen werden niedrig gekohlte Stähle, sogenannte Ultra-low-carbon (ULC) Stähle, verwendet. N. Mizui, A. Okamoto, T. Tanioku: "Recent Development in Bake-hardenable Sheet Steel for Automotive Body Panels"; Internationale Tagung "Stahl im Automobilbau", Würzburg 24.-26.9.1990) beschreiben ein Verfahren auf Basis eines mit Titan teilstabilisierten ULC-Stahles für Feuerbeschichtungsanlagen. Der Kohlenstoffgehalt soll zwischen 15 und 25 ppm liegen. Der Titangehalt wird den Stickstoff- und Schwefelgehalten mit  $48/14 \text{ N} < \text{Ti} < 48 \text{ (N/14+S/32)}$  angepaßt. Ziel ist die vollständige Abbindung des Stickstoffs in Titanitriden, wobei jedoch zur Gewährleistung des Bake-hardening Effektes eine geringe Menge an Kohlenstoff in Lösung bleiben muß. Eine Erzeugung in Vakuumentgasungsanlagen ist notwendig. Vorteil dieses Verfahrens ist der Wegfall der Überalterungsglühung, wodurch eine Eignung für Feuerbeschichtungsanlagen gegeben ist. Die im Zugversuch ermittelten Bake-hardening Kenngrößen nach 2 % Vordehnung ( $\text{BH}_2$ -Wert) erreichen bei den so hergestellten Stählen circa  $40 \text{ N/mm}^2$ . Die Streckgrenzen liegen bei ca.  $200 \text{ N/mm}^2$ , die Werte für die mittlere senkrechte Anisotropie (r-Wert) bei ca. 1,8.

**[0007]** Für die Darstellung solcher mit Titan teilstabilisierten ULC-Stähle liegen nach W. Bleck, R. Bode, O. Maid, **[0008]** L. Meyer: "Metallurgical Design of High-Strength ULC Steels", Proc. of the Symp. on High-Strength Sheet Steels for the Automotive Industry, Baltimore, October 16-19, 1994) die Titangehalte zwischen dem 0,6- und 3,4-fachen des Stickstoffgehaltes. Der Gesamtgehalt an Kohlenstoff und Stickstoff soll 50 ppm nicht überschreiten.

**[0009]** Die EP 0 620 288 A1 offenbart ein Verfahren zur Herstellung eines nur kaltgewalzten oder feuerbeschichteten kaltgewalzten Stahlbandes in kontinuierlichen Bandanlagen, das neben der Alterungsbeständigkeit hohe Bake-hardening Eigenschaften und aufgrund hoher r-Werte gute Tiefzieheigenschaften besitzt. Hierbei wird ein ULC-Stahl selbst oder ein ULC-Stahl mit entweder einer Titan- oder einer Nioblegierung oberhalb der  $\text{Ac}_3$ -Umwandlungstemperatur, d. h. im Austenitgebiet, geglüht. Die Bake-hardening Werte erreichen bei diesem Verfahren  $100 \text{ N/mm}^2$ . Eine Überalterungsglühung ist nicht notwendig. Als ULC-Stahl muß die Stahlherstellung in einer Vakuumentgasungsanlage erfolgen. Schwierigkeiten hinsichtlich der Bandebenheit bereiten bei diesem Verfahren die notwendigen hohen Glühtemperaturen. Eine großtechnische Anwendung dieses Verfahrens ist nicht bekannt.

**[0010]** In Bleck et al. a.a.O. wird darauf hingewiesen, daß die Erzeugung eines alterungsbeständigen Stahles mit guten Umformigenschaften auf Basis unlegierter LC-Stähle in kontinuierlichen Bandanlagen ohne eine Überalterung

nicht möglich ist. Da der Abkühlprozeß in gängigen Feuerbeschichtungsanlagen aufgrund der Schmelztaucheinrichtung eingeschränkt ist, kann hier eine Überalterungsglühung in Linie, wie oben erwähnt, nicht stattfinden. Die Erzeugung alterungsbeständiger Stähle mit Bake-hardening-Eigenschaften in Feuerbeschichtungsanlagen beschränkt sich daher nach bisherigem Stand der Technik ausschließlich auf ULC-Stähle. Somit beinhalten bisher angewendete oder in der Literatur beschriebene Verfahren zur Herstellung von gut umformbarem Kaltfeinblech mit Bake-hardening-Eigenschaften in kontinuierlichen Bandanlagen entweder die oben beschriebene zusätzliche Gühbehandlung für den Fall der Verwendung eines weichen unlegierten A1-beruhigten Tiefziehstahles, was eine Erzeugung in einer gängigen Feuerbeschichtungsanlage nicht erlaubt, oder es müssen die aufwendiger herzustellenden ULC-Stähle mit sehr geringen Kohlenstoffgehalten verwendet werden. Die oben beschriebenen Verfahren auf Basis der ULC-Stähle umfassen hauptsächlich Stähle mit Streckgrenzen im unteren Bereich bis 240 N/mm<sup>2</sup>. Aufgrund der hohen mittleren r-Werte (> 1,5) eignen sie sich für Preßteile mit hohem Tiefziehanteil.

**[0011]** Neben dem voranstehend erläuterten Stand der Technik ist es aus dem Artikel "Thermomechanisches Walzen von Warmband aus mikrolegierten Baustählen", Stahl u. Eisen 111 (1991) Nr. 5, bekannt, thermomechanisch gewalzte Warmbänder aus perlitarmen Sonderbaustählen zu erzeugen. Die Warmbänder sind durch geringe Legierungsgehalte bei hohem Streckgrenzniveau und einer guten Kaltumformbarkeit gekennzeichnet. Zur Beeinflussung der Korngröße sind den Stählen zur Stickstoffabbinding Ti und Nb zugegeben. Die Gehalte dieser Legierungselemente liegen dabei jeweils deutlich oberhalb der zur stöchiometrischen Abbinding des Stickstoffs benötigten Menge.

**[0012]** Aus der EP 0 432 498 B1 ist schließlich ein Verfahren zur Herstellung eines eine hohe Zugfestigkeit aufweisenden kaltgewalzten Stahlblechs bekannt, welches eine verbesserte Streckbördeleigenschaft besitzt. Das Stahlblech weist zur Erzeugung eines einheitlichen, feinen Gefüges Gehalte an Nb im Bereich von 0,005 bis 0,045 % auf. Nach dem bekannten Verfahren hergestellte Stahlbleche weisen im kaltgewalzten Zustand hohe Zugfestigkeiten auf, so daß sie nur durch Aufbringen verhältnismäßig hoher Kräfte verformt werden können. Aufgrund ihrer hohen Festigkeit sind die nach dem bekannten Verfahren erzeugten Bleche insbesondere zur Herstellung von rost-beständigen Verstärkungselementen von Automobilen geeignet. Daraus leitet sich die Aufgabe ab, ein gut umformbares höherfestes kaltgewalztes Stahlblech oder -band in einer kontinuierlichen Bandanlage ohne eine nachfolgende Überalterungsglühbehandlung alterungsbeständig herzustellen, das außerdem gute Bake-hardening-Eigenschaften besitzt. Die Kombination der hohen Werkstoffgrundfestigkeit und dem Bake-hardening Potential soll zu ausgezeichneten Beulsteifigkeiten der Preßteile führen.

**[0013]** Zur Lösung dieser Aufgabe wird ein Verfahren zur Erzeugung eines kaltgewalzten Stahlbleches oder -bandes mit guter Umformbarkeit, insbesondere Streckziehbarkeit zur Herstellung von Preßteilen mit hoher Beulsteifigkeit aus einem Stahl folgender Zusammensetzung (in Masse-%) :

C: 0,01 - 0,08 %,  
 Mn: 0,10 - 0,80 %,  
 Si: max. 0,60 %,  
 Al: 0,015 - 0,08 %,  
 N: max. 0,005 %,  
 Ti: 0,01 - 0,04 %, wobei der über die zur stöchiometrischen Abbinding von Stickstoff notwendige Menge hinausgehende Gehalt im Bereich von 0,003 bis 0,015 % Ti liegt,

ferner max. 0,15 % insgesamt eines oder mehrerer aus der Gruppe Kupfer, Vanadium, Nickel, Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen, einschließlich max. 0,08 % P, max. 0,02 % S, vorgeschlagen, bestehend aus

- Vorwärmen der gegossenen Bramme auf eine Temperatur oberhalb von 1050 °C,
- Warmwalzen mit einer Endtemperatur im Bereich von oberhalb Ar<sub>3</sub> bis 950 °C,
- Haspeln des warmgewalzten Bandes bei einer Temperatur im Bereich von 550 bis 750 °C,
- Kaltwalzen mit einem Gesamtverformungsgrad von 40 bis 85 %,
- rekristallisierendem Glühen des Kaltbandes bei einer Temperatur von mind. 720 °C in einem Durchlaufofen,
- Abkühlen mit Abkühlraten von 5 bis 70 K/s und
- abschließendem Dressieren.

**[0014]** Seine Alterungsbeständigkeit erreicht der Stahl durch eine auf den Stickstoffgehalt abgestimmte Titanzugabe. Diese führt zu einer frühzeitigen vollständigen Abbinding des Stickstoffs, der als ein die Alterungsbeständigkeit stark beeinträchtigendes Element bekannt ist. In den Alterungsuntersuchungen (siehe nachfolgende Beispiele) wurde festgestellt, daß eine ausreichende Alterungsbeständigkeit dann besteht, wenn eine über die zur Stickstoffabbinding hinausgehende Menge an Titan vorhanden ist, so daß die Bildung einer Mindestmenge an Titankarbiden gewährleistet ist. Der Volumenanteil und die Zahl an Titankarbiden dürfen jedoch keinesfalls zu hoch sein, damit der Stahl die für

den hohen Umformanspruch notwendige Verfestigungscharakteristik und ausreichende Dehnungs- und Zähigkeitseigenschaften besitzt. Daher sollte die Menge des nicht an Stickstoff gebundenen Nitridbildners 0,003 bis 0,015 % Ti liegen. Diese Begrenzung der Nitridbildnermenge gewährleistet gleichmäßige mechanische Eigenschaften, die gegenüber prozeßbedingten Schwankungen in der Warmbandtemperaturführung (Beeinflussung der Ausscheidungsverteilung) weitgehend invariant sind.

**[0015]** Bei Anwendung dieses Analysenkonzeptes ist sichergestellt, daß nach Abkühlung von Rekristallisationstemperatur genügend Kohlenstoff in gelöster Form vorhanden ist, damit gute Bake-hardening Eigenschaften vorliegen.

**[0016]** Der Siliziumgehalt sollte für feuerverzinktes Feinblech vorzugsweise auf max. 0,15 % begrenzt sein.

**[0017]** Der wirtschaftliche Vorteil des erfindungsgemäßen Verfahrens besteht darin, daß der zusätzliche Prozeßschritt der Überalterungsglühung zum Erreichen der Alterungsbeständigkeit entfällt, obwohl die Stahlzusammensetzung auf Basis der Analyse weicher unlegierter Al-beruhigter (LC)-Stähle beruht. Die Stahlerzeugung kann aufgrund dieses Analysenkonzeptes ohne aufwendige metallurgische Erzeugungsverfahren erfolgen. Außerdem wird Titan nur in geringen Mengen benötigt, so daß der Stahl auch hinsichtlich der Legierungszugaben kostengünstig zu erzeugen ist.

**[0018]** Das Herstellungsverfahren des Stahls umfaßt das

- Vorwärmen der gegossenen Bramme auf eine Temperatur oberhalb von 1050 °C,
- Warmwalzen mit einer Endtemperatur im Bereich von > Ar<sub>3</sub> bis 950 °C,
- Haspeln des warmgewalzten Bandes im Temperaturbereich von 550 bis 750 °C,
- Kaltwalzen mit einem Gesamtverformungsgrad von 40 bis 85%,- Rekristallisierendes Glühen des Kaltbandes bei mindestens 720 °C in einem Durchlaufofen
- Abkühlen mit Abkühlraten von 5 bis 70 K/s und
- Dressieren.

**[0019]** Bevorzugt soll das Kaltband mit einer Geschwindigkeit im Bereich von 5 bis 10 K/s auf die Temperatur der Rekristallisationsglühung erhitzt werden. Das rekristallisierende Glühen kann bevorzugt in Linie mit einer Feuerverzinkungsanlage vorgenommen werden.

**[0020]** Die nach dem erfindungsgemäßen Verfahren hergestellten Stahlbänder oder -bleche zeichnen sich durch eine im Hinblick auf die anschließende Verformung günstige Ausgangsstreckgrenze (größer 240 N/mm<sup>2</sup>) und ein hohes Verfestigungsvermögen im Bereich kleiner plastischer Dehnungen aus. Zusammen mit niedrigen Werten der senkrechten Anisotropie, die ein bevorzugtes Fließen aus der Dicke kennzeichnen, sind Preßteile mit hohem Streckziehanteil, z.B. Automobilaußenhautteile, der ideale Anwendungsbereich. Die starke Verfestigung dieses Werkstoffes, die schon bei kleinen plastischen Verformungen auftritt und sich in sehr hohen Workhardening-Werten äußert, ist ein wesentlicher Punkt für die Eigenschaften des Produktes. Die starke Verfestigung begünstigt die Kraftübertragung auf benachbarte Werkstoffbereiche, wodurch ein lokales frühzeitiges Materialversagen, z.B. Einschnürung, vermieden wird. Der Werkstoff kann somit über die gesamte Preßteifläche gleichmäßig fließen. Zusätzlich wirken sich die geringen Unterschiede der r-Werte in Abhängigkeit vom Winkel zur Walzrichtung günstig für ein gleichmäßiges Umformverhalten aus. Dieses isotrope Verhalten wird durch kleine Werte der planaren Anisotropie belegt.

#### Beispiele

**[0021]** Die über Strangguß hergestellten Brammen der erfindungsgemäß hergestellten Stähle A und B, deren chemische Zusammensetzungen in Tabelle 1 aufgeführt sind, wurden in einem Stoßofen auf Temperaturen von ca. 1200 °C wiedererwärmt und auf Enddicken von 2,8 - 3,3 mm oberhalb der

**[0022]** Ar<sub>3</sub>-Temperatur warmgewalzt. Die Endwalz- und Haspeltemperaturen sind Tabelle 2 zu entnehmen. Für die Bänder der Stähle A und B wurden zwei Haspeltemperaturklassen angewendet: 730 °C (Stähle A1 und B1) und 600°C (Stähle A2 und B2). Die Bänder wurden mit Verformungsgraden zwischen 65 und 75 % auf Dicken zwischen 0,8 und 1,0 mm kaltgewalzt und anschließend in einer Feuerbeschichtungsanlage erst rekristallisierend geglüht und danach feuerverzinkt. Die Bandtemperatur im Rekristallisationsofen betrug 800 °C. Die Abkühlgeschwindigkeiten nach dem rekristallisierenden Glühen lagen zwischen 10 und 50 K/s. Die verzinkten Bänder wurden mit 1,8 % dressiert und waren danach streckgrenzendehnungsfrei.

**[0023]** Tabellen 2 und 3 zeigen die im Zugversuch ermittelten mechanischen Eigenschaften und Korngrößen der Bänder A und B im Winkel von 90° zur Walzrichtung gemessen. Nur die r-Werte und die Werte für die planare Aniso-

otropie berechnen sich wie folgt jeweils aus drei Zugproben, die in den Winkellagen 0°, 45° und 90° zur Walzrichtung entnommen wurden

$$r_m = (r_{0^\circ} + 2 r_{45^\circ} + r_{90^\circ}) / 4 ,$$

$$\Delta r = (r_{0^\circ} - 2 r_{45^\circ} + r_{90^\circ}) / 2 .$$

**[0024]** Der  $BH_0$ -Wert entspricht dem Anstieg der unteren Streckgrenze nach einer Wärmebehandlung von 20 Minuten bei 170 °C. Die Größe WH gibt die Höhe der Verformungsverfestigung bei einer Reckung der Zugprobe um 2 % an. Sie wird berechnet, indem die Streckgrenze  $R_{p0,2}$  von der gemessenen Spannung bei 2 % Verformung subtrahiert wird. Die Größe  $BH_2$  entspricht dem Anstieg der unteren Streckgrenze nach einer Wärmebehandlung von 20 Minuten bei 170 °C, gemessen an der 2 % vorgereckten Zugprobe.

**[0025]** Die feuerverzinkten kaltgewalzten Bänder aus den Stählen A und B zeigen nach einer künstlichen Alterung von 60 Minuten bei 100 °C ein nahezu unverändertes Niveau der unteren oder oberen Streckgrenze (Tabelle 3). Auch die Ausprägung der Streckgrenzendeckung bleibt unter 0,5 %, wodurch die Alterungsbeständigkeit für eine fließfigurenfreie Verarbeitung auch nach längeren Lagerzeiten ausreichend ist. Der Verlauf des differentiellen (momentanen) Verfestigungsexponentes (n-Wert) über der Gesamtdehnung ist in Fig. 1 für den Stahl A1 (Haspeltemperatur 730 °C) und in Fig. 2 für den Stahl A2 (Haspeltemperatur 600 °C) aufgetragen. Die Maxima der differentiellen n-Werte sind in Tabelle 2 jeweils aufgeführt; sie erreichen bei den Stählen A und B für beide Haspeltemperaturklassen mindestens 0,170, bei den hohen Haspeltemperaturen sogar mindestens 0,180. Das n-Wert-Maximum der Stähle A und B liegt im Bereich geringer Gesamtdehnungen zwischen 2 und 5 %. Die Streckgrenzen sind für die höhergehaspelten Varianten A1 und B1 ca. 50 N/mm<sup>2</sup> größer als für die niedrig gehaspelten Varianten A2 und B2, so daß durch die Wahl der Haspeltemperatur die Ausgangslage der Streckgrenze festgelegt werden kann. Die Werte für die mittlere senkrechte Anisotropie sind für die erfindungsgemäßen Stähle A1, A2, B1 und B2 mit 1,0-1,1 gering. Unabhängig von der Haspeltemperatur besitzen sie isotrope Eigenschaften mit  $\Delta r$ -Werten zwischen 0 und 0,3. Bei Anwendung der hohen Haspeltemperaturen liegen die Work-hardening Werte, die ein Maß für die Verfestigung durch plastische Verformung darstellen, mit ca. 50 N/mm<sup>2</sup> sehr hoch. Unabhängig von der Haspeltemperatur erreichen die Kenngrößen für das Bakehardening mit oder ohne Vorverformung in allen Fällen mindestens 45 N/mm<sup>2</sup>. Der Streckgrenzanstieg nach der Lackierbehandlung eines gepreßten Teiles kann durch die Summe WH+BH<sub>2</sub> abgeschätzt werden. Bei den hohen Haspeltemperaturen (Stähle A1 und B1) liegen diese Werte mindestens bei 100 N/mm<sup>2</sup>. Bei den niedrigeren Haspeltemperaturen (Stähle A2 und B2) ist die Summe WH+BH<sub>2</sub> mit mindestens 60 N/mm<sup>2</sup> immer noch günstig.

**[0026]** In den Tabellen 1, 2 und 3 sind zusätzlich Stähle C bis E zum Vergleich aufgeführt, die im Unterschied zu den Stählen A und B entweder kein Titan enthalten (Stahl E) oder Titangehalte besitzen, die bezogen auf den Stickstoffgehalt unterstöchiometrisch liegen (Stähle C und D mit Ti/N < 3,4). Die Werte des Ausgangszustandes, d.h. nicht gealtert, beziehen sich auf den ausdrossierten Zustand. Der Anstieg der unteren Streckgrenze ( $R_{e1}$ ) und der Streckgrenzendeckungen nach einer künstlichen Alterung sind bei diesen Vergleichsstählen deutlich höher als bei den erfindungsgemäß hergestellten Stählen A und B. Vor allem die obere Streckgrenze (Reh) nimmt bis zu

**[0027]** 70 N/mm<sup>2</sup> zu. Eine fehlerfreie Verarbeitung nach längerer Auslagerung ist bei den Stählen C bis E nicht möglich.

**[0028]** Das Umformverhalten der erfindungsgemäß hergestellten Stähle A1 und B1 wurde in einem praxisnahen Großversuch anhand von formgepreßten PKW-Motorhauben umfangreich untersucht. Es wurden bezüglich Formtreue und Oberfläche der Preßteile einwandfreie Abpreßergebnisse erzielt, die auch bei der Verarbeitung nach einer Lagerzeit von 5 Monaten reproduzierbar waren.

Tabelle 1

| Stahl | C     | Mn   | Si   | P     | S     | Al    | N      | Ti    | Nb | Ti/N |
|-------|-------|------|------|-------|-------|-------|--------|-------|----|------|
| A     | 0.042 | 0.24 | 0.01 | 0.009 | 0.005 | 0.037 | 0.0028 | 0.016 | -  | 5.7  |
| B     | 0.041 | 0.24 | 0.05 | 0.009 | 0.005 | 0.042 | 0.0025 | 0.015 | -  | 6.0  |
| C     | 0.050 | 0.25 | 0.01 | 0.009 | 0.010 | 0.030 | 0.0042 | 0.009 | -  | 2.1  |
| D     | 0.044 | 0.26 | 0.01 | 0.011 | 0.007 | 0.036 | 0.0034 | 0.009 | -  | 2.6  |
| E     | 0.031 | 0.23 | 0.01 | 0.010 | 0.011 | 0.039 | 0.0045 | -     | -  | -    |

55 50 45 40 35 30 25 20 15 10 5

Tabelle 2

| Stahl | Endwalztemperatur<br>(°C) | Haspeltemperatur<br>(°C) | Kallwalzgrad<br>(%) | Kallbanddicke<br>(mm) | R <sub>po2</sub> (N/<br>mm <sup>2</sup> ) | Rm (N/mm <sup>2</sup> ) | A (%) | mittlerer r-<br>Wert | Δ r  | Korngröße in<br>μm <sup>2</sup> |
|-------|---------------------------|--------------------------|---------------------|-----------------------|-------------------------------------------|-------------------------|-------|----------------------|------|---------------------------------|
| A1    | 910                       | 730                      | 70                  | 1.0                   | 262                                       | 375                     | 33    | 1.1                  | 0.25 | 180                             |
| A2    | 870                       | 600                      | 70                  | 1.0                   | 315                                       | 390                     | 35    | 1.0                  | 0.18 | 130                             |
| B1    | 900                       | 730                      | 73                  | 0.8                   | 265                                       | 375                     | 31    | 1.0                  | 0.28 | 170                             |
| B2    | 870                       | 600                      | 70                  | 1.0                   | 318                                       | 305                     | 34    | 1.1                  | 0.15 | 130                             |
| C     | 870                       | 570                      | 61                  | 1.5                   | 285                                       | 373                     | 33    |                      |      |                                 |
| D     | 880                       | 600                      | 65                  | 1.0                   | 298                                       | 390                     | 33    |                      |      |                                 |
| E     | 900                       | 760                      | 68                  | 0.9                   | 232                                       | 365                     | 32    |                      |      | 250                             |

| Stahl | $\Delta R_{el}$ nach<br>Alterung<br>(N/mm <sup>2</sup> ) | $\Delta R_{el}$ nach<br>Alterung<br>(N/mm <sup>2</sup> ) | ARe nach<br>Alterung (%) | WI-I<br>(N/mm <sup>2</sup> ) | BI-I0<br>(N/mm <sup>2</sup> ) | BI-I2 (N/mm <sup>2</sup> ) | $\eta_{max}$ | $\epsilon_{nmax}$ (%) | Bemerkung |
|-------|----------------------------------------------------------|----------------------------------------------------------|--------------------------|------------------------------|-------------------------------|----------------------------|--------------|-----------------------|-----------|
| A1    | 0                                                        | 3                                                        | < 0.5                    | 51                           | 63                            | 65                         | 0.107        | 3.0                   | Erfindung |
| A2    | 0                                                        | 2                                                        | < 0.5                    | 11                           | 45                            | 53                         | 0.171        | 3.5                   | Erfindung |
| B1    | 1                                                        | 3                                                        | < 0.3                    | 44                           | 61                            | 58                         |              |                       | Erfindung |
| B2    | 2                                                        | 3                                                        | < 0.5                    | 20                           | 41                            | 52                         |              |                       | Erfindung |
| C     | 14                                                       | 63                                                       | 3                        |                              |                               |                            |              |                       | Vergleich |
| D     | 17                                                       | 55                                                       | 3                        |                              |                               |                            |              |                       | Vergleich |
| E     | 21                                                       | 46                                                       | 2.5                      |                              |                               |                            |              |                       | Vergleich |

**Tabelle 3:** Alterungseigenschaften, Work- und Bake-hardening-Werte der untersuchten Stähle

Die Zugversuche wurden an Proben mit Meßlängen von 80mm durchgeführt.

" $\Delta R_{el}$  nach Alterung" gibt den Zuwachs der unteren Streckgrenze nach einer künstlichen Alterung der Zugproben (100°C, 60 Minuten) an.

" $\Delta R_{el}$  nach Alterung" gibt den Zuwachs der oberen Streckgrenze nach einer künstlichen Alterung der Zugproben (100°C, 60 Minuten) an.

"ARe nach Alterung" gibt die Streckgrenzendeckung nach einer künstlichen Alterung der Zugproben (100°C, 60 Minuten) an.

"WI-I" gibt die Verformungsverfestigung (Work-hardening) nach 2% Streckung an.

" $\eta_{max}$ " gibt das Maximum des differentiellen n-Wertes an.

" $\epsilon_{nmax}$ " ist die Gesamtdehnung, bei der das Maximum des n-Wertes auftritt.

## Patentansprüche

1. Verfahren zur Erzeugung eines kaltgewalzten Stahlbleches oder -bandes mit guter Umformbarkeit, insbesondere Streckziehbarkeit zur Herstellung von Preßteilen mit hoher Beulsteifigkeit aus einem Stahl folgender Zusammensetzung (in Masse-%):

C: 0,01 - 0,08 %,

Mn: 0,10 - 0,80 %,

Si: max. 0,60 %,

Al: 0,015 - 0,08 %,

N: max. 0,005 %,

Ti: 0,01 - 0,04 %, wobei der über die zur stöchiometrischen Abbindung von Stickstoff notwendige Menge hinausgehende Gehalt im Bereich von 0,003 bis 0,015 % Ti liegt,

ferner max. 0,15 % insgesamt eines oder mehrerer aus der Gruppe Kupfer, Vanadium, Nickel, Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen, einschließlich max. 0,08 % P, max. 0,02 % S,

- bestehend aus Vorwärmen der gegossenen Bramme auf eine Temperatur oberhalb von 1050 °C,
- Warmwalzen mit einer Endtemperatur im Bereich von oberhalb Ar<sub>3</sub> bis 950 °C,
- Haspeln des warmgewalzten Bandes bei einer Temperatur im Bereich von 550 bis 750 °C,
- Kaltwalzen mit einem Gesamtverformungsgrad von 40 bis 85 %,
- rekristallisierendes Glühen des Kaltbandes bei einer Temperatur von mind. 720 °C in einem Durchlaufofen,
- Abkühlen mit Abkühlraten von 5 bis 70 K/s und
- abschließendem Dressieren.

2. Verfahren nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, daß** das Kaltband mit einer Geschwindigkeit im Bereich von 5 bis 10 K/s auf die Temperatur der Rekristallisationsglühung erhitzt wird.

3. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 oder 2, **dadurch gekennzeichnet, daß** das rekristallisierende Glühen des kaltgewalzten Bandes in Linie mit einer Feuerverzinkungsanlage vorgenommen wird.

4. verfahren nach Anspruch 3, **dadurch gekennzeichnet, daß** der SiliziumGehalt auf max. 0,15 % begrenzt ist.

5. Verfahren nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, daß** das Endwalzen bei einer Temperatur im Bereich von 870 bis 950 °C erfolgt.

## Claims

1. Method for producing a cold-rolled steel sheet or strip having good formability, in particular stretch formability for making pressings with high buckling resistance from a steel comprising (in % by mass):

C: 0.01 - 0.08%

Mn: 0.10 - 0.80%

Si: maximum of 0.60%

Al: 0.015 - 0.08%

N: maximum of 0.005%

Ti: 0.01 - 0.04 %, whose content exceeding the quantity necessary for stoichiometric binding of nitrogen ranges from 0.003 to 0.015 % Ti, and a maximum 0.15 % in total of one or several elements from the group copper, vanadium, nickel, the remainder being iron and unavoidable impurities, including a maximum of 0.08 % P and a maximum 0.02 % S,

- consisting of preheating the cast slab to a temperature exceeding 1050° C,
- hot-rolling at a final temperature ranging from over the Ar<sub>3</sub> temperature to 950° C,
- coiling the hot-rolled strip at a temperature ranging from 550 to 750° C
- cold-rolling with a total degree of deformation from 40 to 85 %,
- recrystallisation annealing of the cold strip in a continuous furnace at a temperature of at least 720° C,
- cooling at cooling rates of 5 to 70 K/s and

- final skin-passing.

2. Method according to Claim 1, **characterised in that** the cold rolled strip is heated to the temperature of recrystallisation annealing at a rate ranging from 5 to 10 K/s.

3. Method according to Claims 1 or 2, **characterised in that** the recrystallisation annealing of the cold-rolled strip takes place in-line in a zinc hot-dip galvanizing plant.

4. Method according to Claim 3, **characterised in that** the silicon content is limited to a maximum of 0.15 %.

5. Method according to Claim 1, **characterised in that** the final rolling takes place at a temperature ranging from 870 to 950° C.

## Revendications

1. Procédé pour la production d'une tôle ou d'une bande d'acier laminée à froid ayant une bonne déformabilité, en particulier une bonne aptitude au formage par étirage pour la fabrication de pièces moulées par compression ayant une haute rigidité au gondolement à partir d'un acier de la composition suivante (en % massique) :

C : de 0,01 à 0,08 %,

Mn: de 0,10 à 0,80 %,

Si : maximum 0,60 %,

Al : de 0,015 à 0,08 %,

N : maximum 0,005 %,

Ti : de 0,01 à 0,04 %, la teneur dépassant la quantité nécessaire à la liaison stoechiométrique de l'azote se situant dans le domaine allant de 0,003 à 0,015 % de Ti,

en outre au maximum 0,15 % au total d'un ou de plusieurs éléments dans le groupe comprenant le cuivre, le vanadium, le nickel,

le reste étant du fer et des impuretés inévitables, y compris au maximum 0,08 % de P, au maximum 0,02 % de S,

- consistant en un préchauffage de la brame coulée à une température supérieure à 1050 °C,
- un laminage à chaud à une température finale dans le domaine au-dessus de  $A_r3$  à 950 °C,
- un bobinage de la bande laminée à chaud à une température dans le domaine allant de 550 à 750 °C,
- un laminage à froid avec un taux de déformation total allant de 40 à 85 %,
- un recuit de recrystallisation de la bande à froid à une température d'au moins 720 °C dans un four à passage continu,
- un refroidissement à des vitesses de refroidissement allant de 5 à 70 K/s et
- un dressage final.

2. Procédé selon la revendication 1, **caractérisé en ce que** la bande à froid est réchauffé à une vitesse dans le domaine allant de 5 à 10 K/s jusqu'à la température de recuit de recrystallisation.

3. Procédé selon l'une des revendications 1 ou 2, **caractérisé en ce que** le recuit de recrystallisation de la bande laminée à froid est pratiqué en ligne avec une installation de galvanisation à chaud.

4. Procédé selon la revendication 3, **caractérisé en ce que** la teneur en silicium est limitée à 0,15 % au maximum.

5. Procédé selon la revendication 1, **caractérisé en ce que** le laminage final se produit à une température dans le domaine allant de 870 à 950 °C.

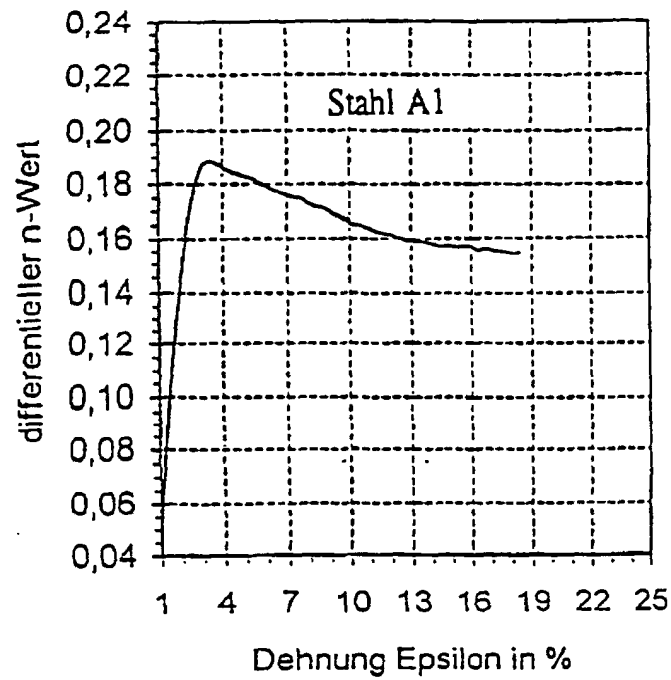


Fig. 1

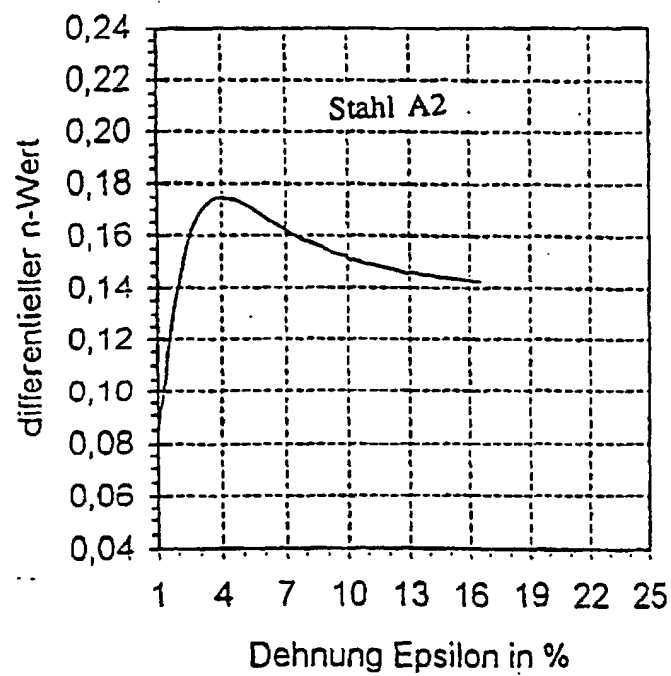


Fig. 2