



(10) **DE 20 2024 001 582 U1** 2025.02.27

(12)

Gebrauchsmusterschrift

(21) Aktenzeichen: **20 2024 001 582.3**
(22) Anmeldetag: **25.04.2024**
(67) aus Patentanmeldung: **PCT/IB2024/054050**
(47) Eintragungstag: **21.01.2025**
(45) Bekanntmachungstag im Patentblatt: **27.02.2025**

(51) Int Cl.: **C22C 38/04** (2006.01)
C21D 7/00 (2006.01)
C22C 38/02 (2006.01)

(30) Unionspriorität:
PCT/IB2023/056846 30.06.2023 IB

(74) Name und Wohnsitz des Vertreters:
**Leinweber & Zimmermann Patentanwalts-PartG
mbH, 80331 München, DE**

(73) Name und Wohnsitz des Inhabers:
ArcelorMittal, Luxembourg, LU

Die folgenden Angaben sind den vom Anmelder eingereichten Unterlagen entnommen.

(54) Bezeichnung: **Stahlblech und hochfestes pressgehärtetes Stahlteil mit ausgezeichneter Biegeeigenschaft**

(57) Hauptanspruch: Stahlblech aus einem Stahl mit der
einer Zusammensetzung in Gewichts-% von

C:0,2 – 0,3%

Mn: 0,8 – 2,0%

Si: 0,1 – 0,5%

Al:0,01 – 0,1%

Ti:0,01 – 0,1%

B:0,0005 – 0,005%

P ≤ 0,040%

Ca ≤ 0,01%

S ≤ 0,006%

N ≤ 0,01%

und optional enthaltend:

Cr ≤ 0,4%

Mo ≤ 0,3%

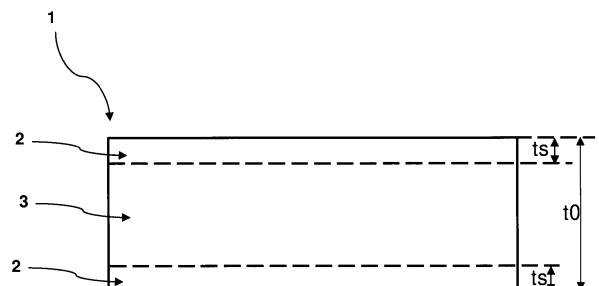
Nb ≤ 0,1%

V ≤ 0,3%

wobei $Cr + Mo + Nb + V \leq 0,5\%$

wobei der Rest der Zusammensetzung Eisen und unvermeidbare aus dem Herstellungsprozess resultierende Verunreinigungen ist,
wobei das Stahlblech eine Mikrostruktur aufweist, welche

oberflächenanteilig 75% bis 90% Ferrit enthält, wobei der Rest aus Fe_3C und harten Phasen wie Martensit und Bainit zusammengesetzt ist,
wobei das Stahlblech von Volumen zu Oberfläche des Stahlblechs aufweist:
- ein Volumen, das 80% der Dicke des Stahlblechs darstellt,
- wobei dieses Volumen von einer oberen und einer unteren Randschicht bedeckt ist, welche die äußersten 10% der Dicke an jeder Seite des Volumens ausmachen, wobei die Dichte von TiN / Ti(C, N) Einschlüssen in dem Rand streng geringer als 240 Partikel / mm^2 ist und der Clusterindex von MnS Einschlüssen in diesem Rand streng geringer als 110 $\mu m/mm^2$ ist.



Beschreibung

[0001] Die Erfindung betrifft Stahlbleche und hochfeste pressgehärtete Stahlteile.

[0002] Hochfeste pressgehärtete Teile können als Strukturelemente in Automobilfahrzeugen mit einer Anti-Intrusionsfunktion oder Energieaufnahmefunktion herangezogen werden.

[0003] Bei derartiger Anwendungsindikation ist es gewünscht, Stahlteile herzustellen, die eine hohe mechanische Festigkeit mit einer hohen Schlagfestigkeit kombinieren. Darüber hinaus ist eine der größten Herausforderungen in der Automobilindustrie die Gewichtsverringerung von Fahrzeugen, um angesichts der Wahrung globaler Umweltbedingungen deren Kraftstoffverbrauchseffizienz zu verbessern, ohne Sicherheitserfordernisse zu vernachlässigen.

[0004] Diese Gewichtsverringerung kann insbesondere dank des Gebrauchs von Stahlteilen mit einer überwiegend martensitischen Mikrostruktur erreicht werden.

[0005] Es ist herausfordernd, Stähle mit einer sehr hohen Festigkeit herzustellen, die ebenfalls eine gute Widerstandsfähigkeit gegenüber der Bildung von Rissen unter Biegung aufweisen. Tatsächlich neigen sehr hochfeste Stähle zu einer frühzeitigen Rissbildung, wenn sie einer Biegelast ausgesetzt sind. Dies ist für das Crash-Verhalten eines mit einem derartig hochfesten Stahl hergestellten Teils schädlich, da, obwohl das Material in der Lage ist, dank seiner hohen Zugfestigkeit sehr hohen Lasten zu widerstehen, sobald in dem Teil eine Rissbildung beginnt, sich diese Risse schnell unter der weiterbestehenden Last ausbreiten und das Teil frühzeitig versagen wird.

[0006] Aufgabe der vorliegenden Erfindung ist es, die oben erwähnte Herausforderung anzugehen und ein pressgehärtetes Stahlteil bereitzustellen, welches eine Kombination aus hohen mechanischen Eigenschaften mit einer Zugfestigkeit nach dem Hot Stamping von größer oder gleich 1300 MPa sowie einem großen Biege- winkel, gemessen in der Querrichtung, größer als 48° wenn auf eine Dicke von 1,5 mm bezogen/normiert.

[0007] Eine weitere Aufgabe der Erfindung ist die Bereitstellung eines Stahlblechs, welches durch Warmumformung in ein derartiges pressgehärtetes Stahlteil umgewandelt werden kann.

[0008] Das Ziel der vorliegenden Erfindung wird erreicht durch die Bereitstellung eines Stahlblechs gemäß Anspruch 1, optional mit den Merkmalen der Ansprüche 2 bis 5, 10 bis 12.

[0009] Ein weiteres Ziel der Erfindung wird erreicht durch Bereitstellung eines pressgehärteten Stahlteils gemäß Anspruch 6. Das Stahlteil kann ebenfalls die Eigenschaften der Ansprüche 7 bis 9, 13, 14 beinhalten.

[0010] Die Erfindung wird nun im Detail und durch Beispiele, welche keine Einschränkungen einführen, erläutert, und mit Bezug auf **Fig. 1**, die eine schematische Querschnittsansicht eines erfindungsgemäßen Stahlblechs ist.

[0011] Ein Stahlzuschnitt bezieht sich auf ein ebenes Stahlblech, das zu einer jeglichen für seine Verwendung geeignete Form zugeschnitten ist. Ein Zuschnitt hat eine obere und eine untere Fläche, auf die ebenfalls als Oberseite oder Unterseite oder als obere und untere Oberfläche Bezug genommen wird. Der Abstand zwischen diesen Flächen ist als die Dicke des Zuschnitts bezeichnet. Die Dicke kann beispielsweise unter Verwendung einer Schraublehre gemessen werden, dessen Spindel und Gegenhalter an oberer und unterer Fläche platziert werden. In ähnlicher Weise kann die Dicke auch an einem umgeformten Teil gemessen werden.

[0012] Hot Stamping ist eine Umformtechnik, welche ein Aufheizen eines Zuschnitts auf eine Temperatur beinhaltet, bei der die Mikrostruktur des Stahls wenigstens teilweise in Austenit umgewandelt wird, das Umformen des Zuschnitts bei hoher Temperatur durch dessen Pressen und Abschrecken (quenching) des umgeformten Teils zum Erhalt einer Mikrostruktur mit einer sehr hohen Festigkeit. Hot Stamping erlaubt es, sehr hochfeste Teile mit komplexen Formen zu erhalten und er gibt viele technische Vorteile. Es sollte jedoch berücksichtigt werden, dass die Wärmebehandlung, der ein Teil ausgesetzt ist, nicht nur den oben beschriebenen thermischen Zyklus des Hot Stamping-Vorgangs selbst enthält, sondern ebenfalls mögliche weitere folgende Wärmebehandlungszyklen wie etwa z.B. das Lackeinbrennen, welches nach einem Lackieren des Teils zur Lackhärtung durchgeführt wird. Die mechanischen Eigenschaften nachstehender warmpressumgeformter Teile sind diejenigen, die nach dem vollen thermischen Zyklus gemessen werden, einschließlich bei-

spielsweise des optionalen Lackeinbrennens für den Fall, dass ein Lackeinbrennen tatsächlich durchgeführt wurde.

[0013] Die Zugfestigkeitsgrenze wird gemäß ISO-Standard ISO 6892-1, veröffentlicht im Oktober 2009, gemessen. Die Proben für den Zugfestigkeitstest werden aus ebenen Bereichen des warmpressumgeformten Teils ausgeschnitten. Wenn erforderlich, werden Proben für den Zugfestigkeitstest von kleiner Größe herangezogen, im Einklang mit dem insgesamt verfügbaren ebenen Bereich des Teils.

[0014] Der Biegewinkel wird gemäß dem Biegestandard VDA-238 gemessen. Für das gleiche Material hängt der Biegewinkel von der Dicke ab. Aus Gründen der Einfachheit beziehen sich die Werte des Biegewinkels bei der vorliegenden Erfindung auf eine Dicke von 1,5 mm. Wenn die Dicke sich von 1,5 mm unterscheidet, ist der Biegewinkelwert auf 1,5 mm zu normalisieren durch die folgende Berechnung, wobei $\alpha_{1,5}$ der normierte Biegewinkel bei 1,5 mm, t die Dicke und α_t der Biegewinkel bei der Dicke t ist:

$$\alpha_{1,5} = (\alpha_t \times \sqrt{t}) / \sqrt{1,5}$$

[0015] Bei der gegenständlichen Erfindung wurde der Biegewinkel in der Querrichtung gemessen, d.h. der Querrichtung zu der Walzrichtung, entlang welcher das Stahlblech während des Warmwalzschriffs bewegt wird. Der Biegewinkel wurde unter Verwendung eines Laser-Messgeräts gemessen. Die berichteten Werte sind diejenigen nach Rückfederung. Wenn Biegetests am warmpressumgeformten Teil ausgeführt werden, sind die Proben Ausschnitte von ebenen Flächen des Teils. Wenn erforderlich, werden Proben geringer Größe herangezogen im Einklang mit der gesamten verfügbaren ebenen Fläche des Teils. Wenn die Walzrichtung des warmpressumgeformten Teils nicht bekannt ist, kann sie unter Verwendung einer Elektronenrückstreuungsbildungs-(EBSD) Analyse über den Gefügeschliff der Probe in einem Rasterelektronenmikroskop (SEM) bestimmt werden. Die Walzrichtung ist bestimmt gemäß der Intensität der Orientierungsdichte-Verteilungsfunktion (OVF/ODF), repräsentativ für die Hauptfasern (major fibres) bei $\phi_2=45^\circ$, wobei ϕ_2 der Euler-Winkel wie in „H.-J. Bunge: Texture Analysis in Materials Science - Mathematical Methods, 1st English Edition by Butterworth Co (Publ.) 1982“ (siehe **Fig. 2.2** und **2.3** für die Definition von ϕ_2) definiert ist.

[0016] Der Biegewinkel eines Teils ist repräsentativ für die Fähigkeit des Teils, beständig gegenüber Umformung ohne Rissbildung zu sein.

[0017] Folgend wird die Zusammensetzung des Stahls gemäß der Erfindung beschrieben, wobei der Gehalt in Gewichtsprozent ausgedrückt ist. Die chemischen Zusammensetzungen werden in der Darstellung einer unteren und oberen Grenze des Zusammensetzungsbereichs angegeben, wobei die Grenzen in dem möglichen Zusammensetzungsbereich gemäß der Erfindung miteingeschlossen sind. In dem Fall, wenn bevorzugte Bereiche für ein gegebenes Element offenbart sind, offenbart die vorliegende Erfindung ebenfalls alle möglichen Kombinationen dieser bevorzugten Bereiche für jedes einzelne Element.

[0018] Gemäß der Erfindung reicht der Kohlenstoffgehalt von 0,2% bis 0,4%, um eine zufriedenstellende Festigkeit sicherzustellen. Oberhalb von 0,4% Kohlenstoff kann die Schweißbarkeit und Biegefähigkeit des Stahlblechs verringert sein. Wenn der Kohlenstoffgehalt geringer als 0,2% ist, wird die Zugfestigkeit den angestrebten Wert nicht erreichen. In einer spezifischen Ausführungsform reicht der Kohlenstoffgehalt von 0,2% bis 0,3%, um eine ausreichende Festigkeit sicherzustellen, während weiter eine ausgezeichnete Schweißbarkeit und Biegefähigkeit angesteuert wird. In einer spezifischen Ausgestaltung reicht der Kohlenstoffgehalt von 0,2% bis 0,25%, um eine ausreichende Festigkeit sicherzustellen, während nochmals weiter exzellente Schweißbarkeit und Biegefähigkeit angesteuert wird.

[0019] Der Mangangehalt reicht von 0,8% bis 2,0%. Oberhalb von 2,0% Zugabe erhöht sich das Risiko von MnS-Bildung mit Verschlechterung der Biegefähigkeit. Unterhalb von 0,8% ist die Härbarkeit des Stahlblechs während des Hotstamping-Vorgangs verringert. In einer spezifischen Ausführungsform reicht der Mangangehalt von 1,0% bis 1,4%, um die Härbarkeit des Stahls weiter zu verbessern und die Bildung von MnS weiter zu beschränken, und somit die Biegefähigkeit zu verbessern.

[0020] Der Siliziumgehalt reicht von 0,1% bis 0,5%. Silizium ist ein Element, das zur Mischkristallhärtung beiträgt. Silizium wird hinzugefügt, um eine Carbid-Bildung zu beschränken. Oberhalb von 0,5% bilden sich Siliziumoxide an der Oberfläche, was die Beschichtbarkeit des Stahls beeinträchtigt. Darüber hinaus kann die Schweißbarkeit des mit diesem Stahlblech hergestellten Teils verringert sein. In einer spezifischen Ausführungsform reicht der Siliziumgehalt von 0,1% bis 0,4%, um die Beschichtbarkeit und Schweißbarkeit weiter

zu verbessern. In einer spezifischen Ausführungsform reicht der Siliziumgehalt von 0,15% bis 0,35%, um den Stahl weiter zu härten und die Beschichtbarkeit und Schweißbarkeit weiter zu verbessern.

[0021] Gemäß der Erfindung reicht der Aluminiumgehalt von 0,01% bis 0,1%, da es ein sehr wirksames Element für die Deoxidierung des Stahls in der flüssigen Phase während der Herstellung ist. Aluminium kann Bor schützen, wenn der Titangehalt nicht ausreichend ist. Der Aluminiumgehalt ist geringer als 0,1%, um Oxidationsprobleme sowie Ferrit-Bildung während des Presshärtens zu vermeiden. Bevorzugt reicht der Aluminiumgehalt von 0,02% bis 0,06%, um weiter eine gute Deoxidierung des Stahls in der flüssigen Phase sicherzustellen, während weitergehend die Oxidationsprobleme und Ferrit-Bildung während des Presshärtens vermieden werden.

[0022] Gemäß der Erfindung reicht der Titangehalt von 0,01% bis 0,1%, um Bor zu schützen, welches andernfalls innerhalb BN-Ausfällungen gefangen wäre. Der Titangehalt wird auf 0,1% eingeschränkt, um übermäßige TiN-Bildung zu vermeiden. In einer spezifischen Ausführungsform reicht der Ti-Gehalt von 0,02% bis 0,06%, um weitergehend Bor zu schützen, während weitergehend die Bildung übermäßiger TiN-Bildung vermieden wird.

[0023] Gemäß der Erfindung reicht der Borgehalt von 0,0005% bis 0,005%. Bor verbessert die Härbarkeit des Stahls. Der Borgehalt ist nicht höher als 0,005%, um Probleme hinsichtlich Brammenbruch während des kontinuierlichen Gießens zu vermeiden. In einer spezifischen Ausführungsform reicht der Borgehalt von 0,002% bis 0,004%, um weiter die Härbarkeit des Stahls sicherzustellen und weiter die Probleme hinsichtlich Brammenbruch zu vermeiden.

[0024] Phosphor wird auf einen Gehalt von geringer oder gleich 0,040% gesteuert, da er zu Problemen hinsichtlich Brüchigkeit und Schweißbarkeit führt. In einer spezifischen Ausführungsform ist der P-Gehalt gesteuert auf geringer oder gleich 0,020%, um weiter die Probleme der Brüchigkeit und Schweißbarkeit zu vermeiden.

[0025] Calcium wird auf einen Gehalt von geringer oder gleich 0,01% gesteuert, da das Vorhandensein von Calcium in dem flüssigen Stahl zur Bildung von grobkörnigen Einschlüssen führt, die schädlich für die Biegebarkeit sind. In einer spezifischen Ausführungsform ist der Ca-Gehalt gesteuert auf geringer oder gleich 0,005%, um weiter die grobkörnigen Einschlüsse zu vermeiden.

[0026] Schwefel wird auf einen Gehalt von geringer oder gleich 0,006% gesteuert, da das Vorhandensein von Schwefel in dem flüssigen Stahl zur Bildung von MnS-Ausfällungen führen kann, die schädlich für die Biegebarkeit sind. In einer spezifischen Ausführungsform ist der S-Gehalt auf geringer oder gleich 0,005% gesteuert, um weitergehend die Bildung von MnS-Ausfällungen zu vermeiden.

[0027] Stickstoff wird auf geringer oder gleich 0,01% gesteuert, bevorzugt auf geringer oder gleich 0,008%, nochmals weiter bevorzugt auf geringer 0,005%. Das Vorhandensein von Stickstoff kann zur Bildung von Ausfällungen wie etwa TiN oder TiNbCN führen, welche für die Biegebarkeit schädlich sind.

[0028] Chrom wird optional bis auf 0,4% zugegeben. Chrom kann dazu genutzt werden, Festigkeit durch Mischkristallhärtung bereitzustellen und die Härbarkeit des Stahlblechs während des Hot Stamping zu verbessern. Der Chromgehalt ist auf 0,4% eingeschränkt, um Kosten zu begrenzen und Verfahrensprobleme zu vermeiden.

[0029] Molybdän wird optional bis auf 0,3% zugegeben. Molybdän verbessert die Härbarkeit des Stahls. Molybdän wird auf 0,3% eingeschränkt, um Kosten zu begrenzen und Verfahrensprobleme zu vermeiden.

[0030] Niob wird optional bis auf 0,1% zugegeben. Niob verbessert die Duktilität des Stahls. Niob ist auf 0,1% eingeschränkt, um Kosten zu begrenzen und Verfahrensprobleme zu vermeiden.

[0031] Vanadium wird optional bis auf 0,3% zugegeben. Vanadium verbessert die Härbarkeit des Stahls. Vanadium ist auf 0,3% eingeschränkt, um Kosten zu begrenzen und Verfahrensprobleme zu vermeiden.

[0032] Für den Fall, dass eines oder mehrere der obigen Elemente zugegeben werden, wird weiter die folgende Formel erfüllt: $\text{Cr} + \text{Mo} + \text{Nb} + \text{V} \leq 0,5\%$, um Kosten zu begrenzen und Verfahrensprobleme zu vermeiden.

[0033] In einer spezifischen Ausführungsform wird die chemische Zusammensetzung weiter so gesteuert, dass die folgende Bedingung erfüllt ist:

$$5,22 * (S - Ca * 32/40) * 10^4 + 11,4 * (Ti * N) * 10^6 + 136,5 < 300$$

[0034] Die Erfinder haben herausgefunden, dass dies weiter die Einschlusspopulation des Stahlblechs steuert und daher die Biegefähigkeit verbessert.

[0035] Der Rest der Zusammensetzung des Stahls ist Eisen und aus dem Herstellungsprozess resultierende Verunreinigungen. Das Maß von aus dem Herstellungsprozess resultierenden Verunreinigungen wird von dem verwendeten Produktionsweg und dem Grad des in der Stahlschmelze verwendeten Schrotts abhängen. Wenn beispielsweise der Weg eines Gebläses mit einem Gebläseofen (basic oxygen furnace) mit einem niedrigen Grad an Stahlschrott (recyceltem Stahl) herangezogen wird, wird der Verunreinigungsgrad sehr gering sein. Es ist jedoch ebenfalls möglich, eine große Menge von Schrott in den Konverter für das im Standard-Gebläseofen hergestellte Roheisen zuzugeben, was den Verunreinigungsgrad erhöhen wird. Darüber hinaus wird, wenn zur Aufbereitung des Stahls beispielsweise ein Elektroofen verwendet wird, mit einem sehr hohen Anteil von recyceltem Schrottstahl, der Verunreinigungsgrad signifikant erhöht. Wenn ein hoher Grad an Schrott verwendet wird, kann der Gehalt von Cu bis auf 0,25% ansteigen, der Ni-Anteil kann bis auf 0,25% ansteigen, der Sn-Anteil kann bis auf 0,05% ansteigen, der As-Anteil kann bis auf 0,03% ansteigen, der Sb-Anteil kann bis auf 0,03% ansteigen und der Pb-Anteil kann bis auf 0,03% ansteigen.

[0036] Nun wird die Mikrostruktur des Stahlblechs gemäß der Erfindung beschrieben.

[0037] Das Stahlblech hat eine Mikrostruktur, welche einen Oberflächenanteil eines beliebigen Analyse-Querschnitts/Gefügeschliffs aufweist:

- 75% bis 90% Ferrit,
- wobei sich der Rest sich aus Carbiden Fe_3C und harten Phasen wie etwa Martensit und Bainit zusammensetzt.

[0038] Mit Bezug auf **Fig. 1** weist das Stahlblech 1 gemäß der Erfindung einen Volumen-(Bulk)bereich 3 und eine obere und untere Randschicht 2 auf. Die Gesamtdicke des Stahlblechs 1 ist t_0 und die Dicke t_s der Randschichten 2 ist derart, dass $t_s = t_0 * 10\%$. Mit anderen Worten besetzen die Randschichten 2 die äußersten 10 Dicken-% an jeder Seite des Bulks und der Bulk des Stahlblechs stellt 80% der Dicke des Stahlblechs.

[0039] Die Erfinder haben herausgefunden, dass es einen Zusammenhang zwischen dem Biegewinkel und der Einschlusspopulation in dem Randbereich des Stahlblechs gibt. Insbesondere ist es möglich, sicherzustellen, dass der normierte Biegewinkel $\alpha_{1,5}$ in der Querrichtung streng größer als 48° ist, indem sowohl die Dichte der TiN / Ti(C, N)-Einschlüsse in dem Rand geringer ist als 240 Partikel / mm^2 als auch der Clusterindex von MnS-Einschlüssen in dem Randbereich des Stahls geringer ist als 110 $\mu m/mm^2$.

[0040] Das Folgende ist eine Beschreibung der Methodik, die herangezogen wurde, um die Einschlüsse in dem Stahlblech und den Stahlteilen zu charakterisieren. Es ist zu verstehen, dass dies nur eine mögliche Methodik darstellt und dass andere Vorschriften ebenfalls implementiert werden können.

[0041] Die Querschnitte/Gefügeschliffe des Stahlblechs, an welchem die Einschlüsse beobachtet werden, sind in der Walzrichtung des Stahls genommen. Mit anderen Worten hat die Ebene des beobachteten Querschnitts/Gefügeschliffs die Querrichtung als ihre Normalenrichtung.

[0042] Die in dem Stahlblech vorhandenen Einschlüsse sind unter Verwendung eines Rasterelektronenmikroskops (REM/SEM) mit Feldemissionskathode (FEG) charakterisiert. Ein Tescan Mira 3 SEM wurde bei einer 14kV Leistungseinstellung verwendet. Dies erlaubt die Detektion von Teilchen so klein wie 0,5 μm . Die Verwendung eines FEG SEM-Setups erlaubt es, stabile Bilder mit einer ausgezeichneten Auflösung über einen langen Zeitraum zu erhalten, was zur Vervollständigung einer Bildanalyse über größere Bereiche erforderlich sein kann - unter Verwendung eines FEG SEM-Setups ist es möglich, Bildfelder während bis zu 48 Stunden zu erlangen, was für eine Multiprobenanalyse erforderlich sein kann. Weiter wurden die Einschlüsse unter Verwendung energiedispersiver Spektrometrie (Energy Dispersive Spectrometry (EDS)) analysiert. Eine 120mm² Bruker EDS Sonde mit großer aktiver Oberfläche wurde verwendet, um leichte Elemente (O,

N) zu erfassen und um eine hohe Zählrate zu erhalten und somit eine präzise Quantifizierung zu erlauben. Die Phi-Rho-Z Methode wurde herangezogen, um eine genaue Quantifizierung zu erhalten.

[0043] Das Automated Steel Cleanliness Analysis Tool (ASCAT) der RJ Lee Group wird zur Steuerung des SEM und zugehörigem EDS verwendet, basierend auf computergesteuerten Rasterelektronenmikroskop (CCSEM)-Technologien. Sechs individuelle Proben können in der gleichen Charge analysiert werden. Die Probenoberfläche ist in drei Bereiche unterteilt (oberer Rand, unterer Rand, Bulk, wie zuvor beschrieben). Jeder Bereich ist in Felder unterteilt. In jedem Feld werden Einschlüsse detektiert. Um Feinpartikel zu detektieren, wird die Scanpixelgröße auf den sehr geringen Wert von 0,11 µm gesetzt. Dies dient der Verringerung von Matrixrauschen in den REM-Bildern. Wie zu sehen sein wird, werden tatsächlich nur Gegenstände mit Durchmessern über 0,5 µm miteinbezogen. Eine erste Auswahl von Objekten, welche Partikel genannt werden, wird getroffen, indem einen Feststoff (solid) bildende Objekte mit einem Graustufenlevel von entweder unterhalb von 150 oder oberhalb von 220 (die Extremwerte sind ausgeschlossen), auf einer Skala von 0 bis 255 ausgewählt werden.

[0044] Dann wird für jedes einzelne Partikel eine Vergrößerung erstellt, um deren morphologische Merkmale zu erfassen und eine EDS-Analyse durchzuführen. Unter Verwendung von ASCAT wird eine Datenbank mit allen Partikeln erstellt sowie unter Heranziehung der chemischen und morphologischen Merkmale aller analysierten Partikel für alle erfassten Bilder.

[0045] Aus dem Satz aller analysierten Partikel werden nur diejenigen mit einer Größe von größer als 0,5 µm und einem Eisengehalt von geringer als 80% für die Nachfolgeanalyse beibehalten und werden Einschlüsse genannt - die anderen Partikel werden als ein Teil der Matrix und für die nachfolgende Analyse nicht relevant angesehen.

[0046] Unter Nutzung der Information von der EDS-Sonde wird dann jeder Einschluss in eine der folgenden Familien klassifiziert: TiN, Aluminiumoxide, komplexe Oxide, Oxyulfidpartikel, MnS und andere. Beispielsweise stellt Tabelle 1 detailliert die präzisen Regeln dar, welche von den Erfindern zur Klassifizierung von MnS und TiN / Ti(C, N) Einschlüssen herangezogen wurden. Eine Sauerstoffquantifizierung ist durch hochleistungsfähige EDS-Detektoren möglich gemacht. Der Sauerstoffgrad wird überprüft, um TiN von TiO₂ und MnS von komplexen Oxyulfideinschlüssen zu unterscheiden.

Tabelle 1 - Kriterien in Gewichts-% von Ti, M, S, O, Nb zur Klassifizierung von Einschlüssen

	Ti (Gew%)	Mn (Gew%)	S (Gewt %)	O (Gew %)	Nb (Gew%)
TiN / Ti(C,N)	Ti > 2% und Ti > (Mg + Al + Ca + Mn + Si)			O < 5%	Ti / (Ti + Nb) > 0,9%
MnS		Mn > 4%, und (Mn + S) > (Mg + Al + Ca + Si + Nb + Ti)	S > 2%	O<5%	

[0047] Für jede Einschluss-Familie werden dann die folgenden Eigenschaften berechnet:

- durchschnittlicher Durchmesser in Mikrometer,
- Dichte als Anzahl von Einschlüssen pro mm².

[0048] Die Clustering Index Berechnungsmethode basiert auf dem DBSCAN (für Density-Based Spatial Clustering of Applications with Noise / dichte-basierte räumliche Clusteranwendungen mit Rauschen) Algorithmus, wie detailliert in dem Artikel „A densitybased algorithm for discovering clusters in large spatial databases with noise“, Ester, Martin; Kriegel, Hans-Peter; Sander, Jörg; Xu, Xiaowei (1996), in Proceedings of the Second International Conference on Knowledge Discovery and Data Mining (KDD-96), AAAI Press, Seiten 226-231 ausgeführt ist.

[0049] Die Bestimmung des Cluster Index zieht 2 Parameter heran: Max_distance (maximaler Abstand) und Min_points (minimale anzahl). Ein Cluster ist durch die folgenden Eigenschaften charakterisiert:

- er umfasst nur Teilchen des gleichen Typs,

- in einem gegebenen Cluster liegen die Einschlüsse alle bei einem Abstand von geringer als Max_distance von wenigstens einem anderen Einschluss,
- er umfasst eine Anzahl individueller Einschlüsse von gleich oder größer als Min_points.

[0050] Für die vorliegende Erfindung haben die Erfinder herausgefunden, dass eine gute Erfassung von Clustern erhalten wird mit einem Maximalabstand Max_distance von 30 µm und einer Minimalanzahl von Einschlüssen pro Cluster Min_points von 4.

[0051] Die Länge L eines gegebenen Clusters wird in der folgenden Weise berechnet:

- die konvexe Hülle des Clusters wird zuerst unter Verwendung bekannter Algorithmen bestimmt (siehe zum Beispiel das Kapitel „Convex Hulls: Basic Algorithms“ in: Computational Geometry, Preparata, F.P., Shamos, M.I., 1985, Texts and Monographs in Computer Science, Springer, New York, NY).
- Der maximale Feret-Durchmesser dieser konvexen Hülle, welcher Dmax genannt wird, wird dann bestimmt und der Feret-Durchmesser in der bezüglich Dmax senkrechten Richtung, welcher Dperp genannt wird, wird ebenfalls bestimmt. Informationen über die Feret-Durchmessermessung sind beispielsweise in „Particle Size Measurements: Fundamentals, Practice, Quality“, Springer, Henk G. Merkus (1. Januar 2009) verfügbar.
- Die Länge L dieses Clusters wird berechnet zu

$$L = \sqrt{D_{max}^2 + D_{prep}^2}$$

[0052] Für jeden Typ von Einschlüssen wird eine durchschnittliche Länge aller Cluster L_average berechnet.

[0053] Die Clusterdichte C_density eines gegebenen Typs von Einschlüssen ist die Anzahl von Clustern pro mm².

[0054] Der Clusterindex C_index für einen gegebenen Typ von Einschlüssen ist definiert als das Produkt aus der durchschnittlichen Clusterlänge und deren Dichte, C_index = L_average*C_density. Der Clusterindex wird in µm/mm² ausgedrückt. Die Erfinder haben herausgefunden, dass es dieser Clusterindex erlaubt, Proben mit unterschiedlichen Eigenschaften unter Verwendung eines einzigartigen Parameters zu vergleichen und dass dieser gut mit dem Biegeverhalten der Proben korreliert.

[0055] Das erfindungsgemäße Stahlblech kann durch jegliches geeignete Herstellungsverfahren hergestellt werden, und der Fachmann in dieser Technik kann ein Verfahren festlegen. Es wird jedoch bevorzugt, das Verfahren heranzuziehen, welches die nachfolgend beschriebenen Schritte umfasst.

[0056] In der folgenden Beschreibung bezieht sich der Ausdruck Gießpfanne auf das Gefäß, das dazu benutzt wird, den flüssigen Stahl während des Raffinationsprozesses zu enthalten. Als Raffinationsprozess wird der Schritt bezeichnet, in dem die finale chemische Zusammensetzung und Temperatur der Schmelze eingestellt wird, bevor der Stahl in seine erste verfestigte Form gegossen wird (zum Beispiel bevor er in Brammen gegossen wird, welche nachfolgend warmgewalzt werden).

[0057] Um die Einschluss-Population des Stahls erfolgreich zu steuern, kann zum Beispiel der folgende Prozess implementiert werden:

- Der flüssige Stahl wird aus dem vorhergehenden Stahlerzeugungsprozessschritt in die Gießpfanne gefüllt. Im Falle eines Herstellungswegs mittels Elektrolichtbogenofen besteht dieser vorangegangene Prozessschritt beispielsweise in dem Elektrolichtbogenofen-Prozess selbst. Im Falle eines Hochofen-Konverter-Prozesses (oder in dem Fall eines Eisen-Direktreduktions-Konverter-Prozesses) ist dieser vorangegangene Prozessschritt beispielsweise der Konverterprozess.
- Der Schwefelgehalt des flüssigen Stahls vor dem Raffinationsschritt wird gemessen, beispielsweise indem eine Probe des flüssigen Stahls genommen und unter Verwendung eines Funkenspektrometers analysiert wird. Der Schwefelgehalt wird beispielsweise gemessen unter Probenentnahme direkt aus dem flüssigen Stahl in der Gießpfanne oder durch Probenentnahme, wenn der flüssige Stahl in die Gießpfanne eingefüllt wird. Dieser Schwefelgehalt vor dem Raffinationsschritt wird, in Gewichts-% gemessen, für die folgende Beschreibung mit S_start bezeichnet.

- Aluminium wird der Gießpfanne zu Beginn des Raffinationsprozesses zugegeben, um den flüssigen Stahl zu deoxidieren. Diese Al-Zugabe wird beispielsweise zur gleichen Zeit ausgeführt, zu der der Stahl in die Gießpfanne eingefüllt wird - vorteilhafterweise erlaubt dies eine Zeiteinsparung und somit eine Erhöhung der Produktivität, und stellt sicher, dass der flüssige Stahl ausreichend heiß bleibt. Die Menge von dem flüssigen Stahl beim Beginn des Raffinationsprozesses zugegebenen Al wird, als kg Aluminium pro Tonne flüssigen Stahls (kg/t) ausgedrückt, in der folgenden Beschreibung Al_{zugegeben} genannt.

- In einem nachfolgenden optionalen Schritt wird, beispielsweise wenn die Flüssigstahltemperatur zu gering ist oder es erkennbar wird, dass die Wartezeit zwischen dem Ende des Raffinationsschritts und dem Nachfolgevorgang (z.B. dem kontinuierlichen Gießen) es erfordert wird, der Flüssigstahl durch aluminothermisches Heizen wiedererhitzt. Dies wird durchgeführt, indem eine vorgegebene Menge Aluminium zugegeben und damit verbunden eine vorgegebene Menge von Sauerstoff in den flüssigen Stahl eingeblasen wird, entsprechend dem zur Bildung von Al₂O₃ erforderlichen stöchiometrischen Verhältnis mit dem zugegebenen Aluminium. Die stark exotherme Reaktion zwischen Al und O₂ erlaubt es, die Temperatur des flüssigen Stahls zu erhöhen. Die Menge des während dieses optionalen Schritts injizierten O₂ wird O_{2_inj} genannt und in Normkubikmetern von O₂ pro Tonne flüssigen Stahls (Nm³/t) ausgedrückt. Da es die direkte stöchiometrische Beziehung zwischen O_{2_inj} und der zugehörigen Al-Zuführung für das aluminothermische Wiederaufheizen gibt, wird diese Menge von injiziertem Al für die Aluminothermie in der gegebenen Beschreibung nicht separat berücksichtigt. Es ist festzuhalten, dass das injizierte Al für die Aluminothermie von dem zuvor erwähnten Al_{added} zu unterscheiden ist.

- Die Schlackenzusammensetzung oberhalb der Schmelze wird eingestellt, indem die geeignete Menge von Mineralien zugegeben wird, um sicherzustellen, dass das Verhältnis %CaO / %Al₂O₃ der Schlacke oberhalb von 1 liegt, und dass die Menge von Schlacke pro Tonne flüssigen Stahls wenigstens 10kg/t des flüssigen Stahls beträgt und dass die Schlacke flüssig bleibt, um chemischen Austausch mit dem Stahl zu fördern, in der Lage zu sein, Zugang zu dem Stahl unterhalb der Schlacke zu haben und in der Lage zu sein, den Stahl und / oder die Schlacke separat zu verfüllen (der flüssige Zustand der Schlacke wird visuell verifiziert und / oder unter Verwendung thermodynamischer Regeln basierend auf ihrer Zusammensetzung und Temperatur).

- In einem nachfolgenden Schritt wird der flüssige Stahl aufgerührt, indem ein inertes Gas eingeblasen wird, zum Beispiel indem Ar in den flüssigen Stahl eingeblasen wird. Dies wird vorgenommen, um den Austausch zwischen dem flüssigen Stahl und der Schlacke zu fördern, welche es erlaubt, den Schwefelgehalt in dem flüssigen Stahl zu verringern.

- In einem weiteren Schritt wird Ca zu der Gießpfanne zugegeben, für eine Globularisierung der innerhalb des flüssigen Stahls vorhandenen Einschlüsse. Beispielsweise wird Ca in der Form von Silico-Calcium (SiCa) oder in der Form von Ferro-Calcium (FeCa), oder als reines Calcium zugegeben. Beispielsweise wird diese Zugabe durchgeführt, indem SiCa oder FeCa der Gießpfanne in Form eines Fülldrahts zugegeben wird - vorteilhafterweise erlaubt dies die einfache Steuerung der zugegebenen Menge des Ca durch Steuerung der Länge und der Einführgeschwindigkeit des in die Schmelze eingeführten Fülldrahts. Die Menge des in dem Flüssigstahl zugegebenen Ca, in Gewichts-% innerhalb des flüssigen Stahls bemessen, wird in der folgenden Beschreibung Ca_{zugegeben} genannt.

[0058] Unter Betrachtung des oben beschriebenen Vorgangs haben die Erfinder herausgefunden, dass ein zum Erreichen des gewünschten Biegeniveaus nach dem Hot Stamping zufriedenstellendes Niveau von Einschlüssen erhalten werden kann, indem die oben beschriebenen Niveaus von gemessenem Schwefel bei Beginn des Raffinationsprozesses (S_{start} in Gew.-% bemessen), der Al-Zugabe zu Beginn des Raffinationsprozesses (Al_{zugegeben}, gemessen in kg/t), der Ca-Zugabe während des Raffinationsprozesses (Ca_{zugegeben}, gemessen in kg/t) und das Volumen des O₂-Einblasens (O_{2_inj}, gemessen in Nm³/t) gesteuert werden, dass sichergestellt ist, dass die nachstehende Kombination (welche für den Rest der Beschreibung C1 genannt wird) unterhalb eines vorgegebenen Cut-off-Werts (Obergrenze) liegt:

$$217,8 - 315,1 * Ca_{zugegeben} + 41,5 * O_{2_inj} + 18700 * S_{start} - 40 * Al_{zugegeben} (C1)$$

[0059] Tatsächlich wird der spezifische Cut-off-Wert, unterhalb den die Kombination C1 zu steuern ist, von dem spezifischen industriellen Setup abhängen, welches zur Herstellung des Stahls herangezogen wird. Er wird von dem Produktionsweg in der Stahlfabrik, der geometrischen Konfiguration der Gießpfannen, die zur Verarbeitung des flüssigen Stahls verwendet werden, der für die Zugabe der verschiedenen Zugaben genutzten Ausrüstung, der Sauerstoffeinblasekonfiguration usw. abhängen.

[0060] Um die Beziehung zwischen diesen Parametern für eine gegebene industrielle Einrichtung und Produktionsweg zu bestimmen, wird die Anwendung der folgenden Methode empfohlen:

- Verschiedene Schmelzen werden unter Verwendung der zuvor beschriebenen chemischen Zusammensetzungsbereiche bereitgestellt.
- Diese Schmelzen werden unter Verwendung verschiedener Raffinationsprozessparameter verarbeitet, insbesondere unterschiedlicher Niveaus des gemessenen Schwefels zu Beginn des Raffinationsprozesses, der Al-Zugabe bei Beginn des Raffinationsprozesses, der Ca-Zugabe während des Raffinationsprozesses und des Volumens des O₂-Einblasens. Die Bereiche der getesteten Raffinationsprozessparameter werden so gewählt, dass sie für die industrielle Variation dieser Parameter repräsentativ sind. Beispielsweise wird ein Satz von 6 verschiedenen Schmelzen mit 6 verschiedenen Sätzen von Raffinationsprozessparametern gewählt. Beispielsweise wird ein Satz von 8 verschiedenen Schmelzen mit 8 verschiedenen Sätzen von Raffinationsprozessparametern gewählt.
- Diese Schmelzen werden gemäß dem unten beschriebenen industriellen Weg verarbeitet und die Einschluss-Population der Stähle wird unter Verwendung der oben beschriebenen Methode charakterisiert.
- Die Dichte der TiN / Ti(C, N)-Einschlüsse in dem Rand und der Clusterindex der MnS-Einschlüsse in dem Randbereich des Stahls wie auch die zugehörigen Raffinationsprozessparameter werden dann aufgezeichnet. Die Kombination C1 dieser Raffinationsprozessparameter wird berechnet. Als eine allgemeine Tendenz wird erkennbar, dass, je höher die Kombination C1 ist, desto höher werden die Dichte der TiN / Ti(C, N)-Einschlüsse in dem Rand und der Clusterindex der MnS-Einschlüsse in dem Randbereich des Stahls sein.
- Unter Verwendung des oben beschriebenen Datensatzes, welcher die Randeinschlusseigenschaften und Raffinationsprozessparameter einander zuordnet, wird ein Cut-off-Wert bestimmt, unterhalb dessen sowohl die Dichte der TiN / Ti(C,N)-Einschlüsse in dem Rand geringer als 240 Partikel / mm² als auch der Clusterindex der MnS-Einschlüsse in dem Randbereich des Stahls geringer als 110 µm/mm² ist. Dieser Cut-off-Wert von Kombination C1 wird bestimmen, wie der Raffinationsprozess für die betrachtete spezifische industrielle Einrichtung zu steuern ist. Indem C1 unterhalb dieses Cut-off-Werts gesteuert wird, wird es möglich, Stahlbleche herzustellen, bei denen sowohl eine Dichte von TiN / Ti(C,N)-Einschlüssen in dem Rand geringer als 240 Partikel / mm² als auch ein Clusterindex von MnS-Einschlüssen in dem Randbereich des Stahls geringer als 110 µm/mm² ist. Es wird so möglich, das zugehörige ausgezeichnete Biegeniveau von streng größer als 48° für den normierten Biegewinkel α_{1,5} in der Querrichtung zu erreichen.

[0061] Beispielsweise ist für den Fall der spezifischen industriellen Einrichtungen, auf denen die Erfinder Versuche ausgeführt haben, der Cut-off-Wert gleich 270.

[0062] Nach dem Raffinationsschritt des flüssigen Stahls umfasst ein Verfahren zur Herstellung des Stahlblechs gemäß der vorliegenden Erfindung bevorzugt die folgenden Schritte:

- kontinuierliches Gießen des flüssigen Stahls in ein zum Warmwalzen geeignetes Halbzeug. Während des Gießschritts sollte man besondere Vorsicht walten lassen, eine Sauerstoffaufnahme zu vermeiden und damit ein höheres Niveau von Einschlüssen in dem Halbzeug. Beispielsweise können in dem Fall eines kontinuierlichen Gießprozesses, bei dem die Halbzeuge Brammen sind, die in einer kontinuierlichen Folge hergestellt werden, indem das Produkt mehrerer in eine Gießwanne gegossener Schmelzen in eine Form gegossen werden, können spezifische Feuerfestmaterialien und Auskleidungen für die Gießwanne verwendet werden, spezifische Zuordnungsregeln für die ersten Brammen der Sequenz und die Übergangsbrammen zwischen zwei Schmelzen verwendet werden, usw.
- Das Halbzeug wird dann optional auf eine Temperatur im Bereich von 1150°C bis 1300°C wiedererwärmt.
- Das Stahlblech wird dann warmgewalzt, bei einer Warmwalzendtemperatur im Bereich zwischen 800°C und 950°C.
- Der warmgewalzte Stahl wird dann abgekühlt und bei einer Temperatur T_{coil} von geringer als 670°C gehaspelt, und optional entzündet, um Oxidierungen zu entfernen.
- Das gehaspelte Stahlblech wird dann optional kaltgewalzt, um ein kaltgewalztes Stahlblech zu erhalten. Die Reduktionsrate des Kaltwalzens reicht bevorzugt von 20% bis 80%. Unterhalb von 20% wird die Rekristallisierung bei der nachfolgenden Wärmebehandlung nicht begünstigt, was die Duktilität des

Stahlblechs beeinträchtigen kann. Oberhalb von 80% besteht das Risiko von Randeinrissen während des Kaltwalzens.

- In einer Ausführungsform der Erfindung wird das Stahlblech in einem Glühofen erwärmt auf eine Halte-temperatur von im Bereich 700°C bis 850°C und bei dieser Haltetemperatur für eine Haltezeit zwischen 10 Sekunden und 20 Minuten gehalten.

- In einer Ausführungsform der Erfindung wird das so wärmebehandelte Stahlblech abgekühlt auf einen Temperaturbereich von zwischen 400°C und 700°C und weiter mit einer metallischen Beschichtung beschichtet. Diese metallische Beschichtung ist beispielsweise eine aluminiumbasierte metallische Beschichtung, die gewichtsbezogen wenigstens 50% Aluminium enthält. Diese metallische Beschichtung ist beispielsweise eine zinkbasierte metallische Beschichtung, die gewichtsbezogen wenigstens 50% Zink enthält.

- In einer Ausführungsform der Erfindung wird das Stahlblech dann auf Raumtemperatur abgekühlt.

[0063] Zusammengefasst umfasst der oben beschriebene Prozess bevorzugt die folgenden aufeinanderfolgenden Schritte:

- Herstellung eines flüssigen Stahls mit der oben beschriebenen chemischen Zusammensetzung, wobei während der Raffinationsphase des flüssigen Stahls die Niveaus von gemessenem Schwefel zu Beginn des Raffinationsprozesses, der Al-Zugabe zu Beginn des Raffinationsprozesses, der Ca-Zugabe während des Raffinationsprozesses und des Volumens von eingeblasenem O₂ gesteuert werden, um zu verifizieren, dass die Kombination $217,8 - 315,1 * Ca_{zugegeben} + 41,5 * O_{2_inj} + 18700 * S_{start} - 40 * Al_{zugegeben}$ (C1) unterhalb eines vorbestimmten Cut-off-Werts bleibt. Dieser Cut-off-Wert ist bestimmt worden für die spezifische verwendete industrielle Einrichtung, so dass, wenn C1 unterhalb des Cut-off-Werts liegt, die Dichte der TiN / Ti(C,N)-Einschlüsse in dem Rand geringer als 240 Partikel/mm² und der Clusterindex von MnS-Einschlüssen in dem Randbereich des Stahls geringer als 110 µm/mm² ist.

- Gießen des flüssigen Stahls, um ein warmwalzfähiges Halbzeug zu erhalten,

- optionales Wiedererwärmen des Halbzeugs auf eine Temperatur T_{reheat} von zwischen 1100°C und 1300°C,

- Warmwalzen des Halbzeugs bei einer Warmwalzendtemperatur von im Bereich zwischen 800°C und 950°C,

- Haspeln des warmgewalzten Stahlblechs bei einer Haspeltemperatur T_{coil} von geringer als 670°C, um ein gehaspeltes Stahlblech zu erhalten,

- optionales Entzundern des gehaspelten Stahlblechs,

- optionales Kaltwalzen des gehaspelten Stahlblechs mit einem Verringerungsverhältnis im Bereich von zwischen 20% bis 80%, um ein kaltgewalztes Stahlblech zu erhalten,

- optionales Erwärmen des warmgewalzten Stahlblechs oder des kaltgewalzten Stahlblechs bis auf eine Haltetemperatur von im Bereich zwischen 700°C und 850°C und Halten des Stahlblechs auf dieser Temperatur für eine Haltezeit von im Bereich zwischen 10 Sekunden und 20 Minuten, um ein wärmebehandeltes Stahlblech zu erhalten,

- optionales Abkühlen des wärmebehandelten Stahlblechs auf eine Temperatur im Bereich zwischen 400°C bis 700°C,

- optionales Beschichten des wärmebehandelten Stahlblechs mit einer metallischen Beschichtung,

- optionales Kühlen des beschichteten Stahlblechs auf Raumtemperatur.

[0064] Der Herstellungsprozess für das gepresste Teil und sich daraus ergebende Eigenschaften des gepressten Teils werden nun im Detail beschrieben.

[0065] Ein Stahlzuschnitt wird aus dem erfindungsgemäßen Stahlblech geschnitten und in einem Austenitisierungsofen erwärmt. Vorzugsweise wird der Stahlzuschnitt auf eine Temperatur im Bereich zwischen 880°C und 950°C während 10 Sekunden bis 15 Minuten erwärmt, um einen erwärmten Stahlzuschnitt zu erhalten. Der erwärmte Zuschnitt wird dann zu einer Formpresse überführt, bevor er warmumgeformt und in der Form abschreckgehärtet (die-quenched) wird, um ein gehärtetes Teil zu erhalten.

[0066] Optional wird das warmpressumgeformte Teil einem Lackeinbrennschritt zugeführt, in welchem das Teil auf eine Temperatur zwischen 150°C und 250°C für eine Dauer von 10 Minuten bis 2 Stunden erwärmt ist.

[0067] Die Mikrostruktur des gepressten Teils umfasst in einem Flächenbereich eines jeglichen analysierten Querschnitts/Gefügeschliffs mehr als 95% Martensit und weniger als 5% Bainit + Ferrit. Weiter umfasst das gepresste Teil gemäß der Erfindung einen Bulkbereich und eine obere und untere Randschicht, wobei die Randschichten die äußersten 10% der Dicke an jeder Seite des Volumens ausmachen. Diese Randschicht hat eine Dichte der TiN / Ti(C,N)-Einschlüsse von geringer als 240 Partikel/mm² und einen Clusterindex von MnS-Einschlüssen in dem Randbereich des Stahls von geringer als 110 µm/mm².

[0068] Das gepresste Teil gemäß der Erfindung weist eine Zugfestigkeit von höher als 1300 MPa, bevorzugt höher als 1350 MPa, bevorzugt oberhalb 1400 MPa auf, und einen normierten Biegewinkel $\alpha_{1,5}$ in der Querrichtung streng größer als 48°. Eine derartig hohe Zugfestigkeit und ein hoher Biegewinkel verleihen dem Teil eine sehr gute mechanische Widerstandsfähigkeit, insbesondere im Fall eines Crashes. Diese Eigenschaften bieten eine sehr gute Energieaufnahmekapazität und Anti-Intrusionskapazität und erhöhen dadurch die Sicherheit des Fahrzeugs.

[0069] Die Erfindung wird nun durch die folgenden Beispiele illustriert, welche in keiner Weise einschränkend sind.

[0070] 11 verschiedene Proben wurden getestet, die von 11 verschiedenen Schmelzen A, B, C, D, E, F, G, H, I, J und K eines Stahls stammen, welcher unter Verwendung eines industriellen Herstellungsweges hergestellt ist. Proben I1, I2, I3, I4, I5, I6 und I7 sind gemäß der Erfindung, Proben R1, R2, R3 und R4 sind Vergleichsproben.

[0071] Alle hergestellten Proben haben den gleichen industriellen Herstellungsprozess in der Stahlfabrik durchlaufen. Alle Proben sind nach der Wärmebehandlung beschichtet worden, unter Verwendung einer AlSi-basierten Beschichtung enthaltend 8-- 12 Gew.-% Si, 2 - 4 Gew.% Fe, wobei der Rest Al ist.

Tabelle 2 - Probenzusammensetzung

[0072] Die getesteten Zusammensetzungen sind in der folgenden Tabelle erfasst, wobei die Elementgehalte in Gewichtsprozent ausgedrückt werden, wobei der Rest der Zusammensetzung Eisen ist sowie unvermeidbare aus dem Herstellungsprozess resultierende Verunreinigungen:

Schmelze Bezug	C%	Mn%	Si%	Al %	Ti %	B%	P %	Ca%	S	N%	Cr%	$5,22 * (S - Ca * 32/40) * 10^4 + 11,4 * (Ti^2 * N) * 10^6 + 136,5$
A	0,2	1,2	0,2	0,03	0,04	0,003	0,013	0,002	0,002	0,005	0,2	248
B	0,2	1,2	0,3	0,03	0,04	0,003	0,014	0,002	0,001	0,004	0,2	178
C	0,2	1,2	0,3	0,03	0,04	0,002	0,013	0,002	0,002	0,005	0,2	248
D	0,2	1,2	0,2	0,03	0,04	0,003	0,011	0,002	0,002	0,002	0,2	193
E	0,2	1,2	0,3	0,03	0,04	0,003	0,015	0,001	0,001	0,005	0,2	238
F	0,2	1,2	0,3	0,04	0,04	0,003	0,016	0,001	0,001	0,004	0,2	219
G	0,2	1,2	0,2	0,05	0,03	0,003	0,013	0,003	0,002	0,04	0,2	156
H	0,2	1,2	0,3	0,04	0,04	0,003	0,013	0,001	0,002	0,007	0,2	326
I	0,2	1,2	0,2	0,05	0,04	0,003	0,010	0,000	0,002	0,004	0,2	313
J	0,2	1,2	0,2	0,04	0,03	0,002	0,011	0,001	0,004	0,006	0,2	365
K	0,2	1,2	0,2	0,04	0,03	0,002	0,011	0,001	0,004	0,006	0,2	365

Tabelle 3 - Prozessparameter der Stahlfabrik, Dichte der TiN /Ti(C, N)-Einschlüsse in dem Rand und Clusterindex von MnS-Einschlüssen in dem Rand

[0073] Die folgenden Parameter wurden in der Stahlfabrik angewandt und die folgende Dichte von TiN / Ti(C, N)-Einschlüssen in dem Rand und Clusterindex von MnS-Einschlüssen in dem Randbereich des Stahls wurden beobachtet - die unterstrichenen Werte sind nicht erfindungsgemäß:

Probe Bezug	Schmelze Bezug	S_start (Gew.%)	Al_zugegeben (kg/ton)	Ca_zugegeben (kg/ton)	O2_inj (Nm³/ton)	C1*	Randschicht MnS Clusterindex (µm/mm²)	Randschicht TiN / Ti(C,N) Dichte (Anz. der Partikel / mm²)
I1	A	0,005	2,500	0,138	1,439	227	12	207
12	B	0,007	1,939	0,153	0,000	223	8	165
I3	C	0,007	2,438	0,137	1,171	257	12	187
14	D	0,006	1,768	0,153	0,000	211	5	146
15	E	0,005	1,349	0,154	0,000	209	21	214
16	F	0,005	1,742	0,153	0,000	195	2	197
17	G	0,006	2,387	0,236	0,000	163	11	173
R1	H	0,010	2,027	0,139	0,000	285	8	246
R2	I	0,008	2,439	0,000	0,993	305	146	193
R3	J	0,010	2,458	0,122	1,407	332	144	202
R4	K	0,010	2,458	0,122	1,407	332	173	215
*C1 = 217,8 - 315,1*Ca_zugegeben + 41,5*O2_inj + 18700*S_start - 40*Al_zugegeben								

[0074] Wie erkennbar ist, kann bei den industriellen Testbedingungen die Dichte der TiN / Ti(C, N)-Einschlüsse in dem Rand auf geringer als 240 Partikel / mm² gesteuert werden und der Clusterindex von MnS-Einschlüssen in dem Randbereich des Stahls auf geringer als 110 µm/mm², indem sichergestellt wird, dass die Raffinationsprozessparameter geeignet gesteuert werden, um C1 geringer als 270 zu halten. Wie zuvor erklärt ist dieser Cut-off-Wert von 270 spezifisch für das industrielle Setup, mit dem die Versuche ausgeführt wurden, und der geeignete Cut-off Faktor für ein gegebenes industrielles Setup ist zu bestimmen, beispielsweise, indem der oben beschriebenen Methodik gefolgt wird.

Tabelle 4 - weitere Prozessbedingungen

[0075] Die folgenden Prozessparameter wurden entlang des Produktionswegs angewandt:

Prob- e- Bezug	Bramme- Wiederer- wärm T (°C)	Walz- T (°C)	Haspel T (°C)	Kaltwalz- Reduktion srate (%)	Halte- Temp. (°C)	Haltezeit (s)	Warmformen Austenit T (°C)	Warmformen Austenit Zeit (s)	Lack- Brenne n T (°C)	Lack- brenne n Zeit(mi n)
I1	1235	889	537	60	756	92	900	360	170	20
12	1241	891	532	59	760	90	900	360	170	20
I3	1238	887	524	58	762	96	900	360	170	20
14	1198	867	562	57	755	94	900	360	170	20
I5	1211	862	535	57	757	90	900	360	170	20
16	1257	841	537	52	762	74	900	380	170	20
17	1220	875	551	54	751	43	900	400	170	20
R1	1220	888	577	54	752	42	900	405	170	20
R2	1248	877	554	60	751	38	900	380	170	20

Prob- e- Bezug	Bramme- Wiederer- wärm T (°C)	Walz- T (°C)	Haspel T (°C)	Kaltwalz- Reduktion srate (%)	Halte- Temp. (°C)	Haltezeit (s)	Warmformen Austenit T (°C)	Warmformen Austenit Zeit (s)	Lack- Brenne n T (°C)	Lack- brenne n Zeit(mi n)
R3	1209	896	580	52	750	34	900	410	170	20
R4	1209	857	548	52	751	34	900	410	170	20

Tabelle 5 - Mikrostruktur, Biegewinkel und Zugfestigkeit

[0076] Die folgenden Mikrostrukturen (in Oberflächenanteil), Biegewinkel und Zugfestigkeit wurden an den Proben gemessen, wobei die unterstrichenen Werte nicht gemäß der Erfindung sind:

	Stahlblech		Warmpressumgeformtes Teil			
Proben- bezug	Stahlblech dicke (mm)	Stahl- blech μ - Struktur	Streckgrenze (MPa) TD	Zugfestigkeit (MPa) TD	α 1,5 Biegewinkel nor- miert auf 1,5mm (TD)	Hot Stamped Teil μ -Struktur
I1	1,3	75% - 90% Fer- rit, Rest Fe ₃ C, Martensit und Bainit	1210	1520	51	100% Marten- sit
I2	1,3		1190	1485	53	
I3	1,2		1186	1485	55	
I4	1,2		1204	1506	50	
I5	1,3		1153	1462	50	
I6	1,4		1216	1525	53	
I7	1,6		1192	1509	49	
R1	1,7		1150	1474	46	
R2	1,4		1185	1490	47	
R3	1,7		1142	1463	48	
R4	1,7		1144	1474	44	

[0077] Tabelle 5 zeigt, dass die Proben gemäß der Erfindung eine Zugfestigkeit von oberhalb 1300 MPa in der Querrichtung haben, während sie einen normierten Biegewinkel α 1,5 gemessen in Querrichtung von streng größer als 48° haben. Auf der anderen Seite haben die Referenzproben, während sie vergleichbare Zugfestigkeitsniveaus von oberhalb 1300 MPa haben, alle einen normierten Biegewinkel α 1,5 gemessen in der Querrichtung von gleich oder geringer als 48°.

[0078] Die Erfinder haben herausgefunden, dass dieses sehr hohe Niveau von Biegebarkeit mit der Dichte von TiN / Ti(C, N)-Einschlüssen in dem Rand und dem Clusterindex von MnS-Einschlüssen in dem Randbereich des Stahls korreliert.

[0079] Wenn der Clusterindex von MnS-Einschlüssen in dem Rand gleich oder größer als 110 $\mu\text{m}/\text{mm}^2$ ist, ist der Biegewinkel verringert, wie es etwa in dem Fall der Vergleichsproben R1, R2 und R3 ist, welche alle einen Clusterindex von MnS-Einschlüssen in dem Rand von größer als oder gleich 110 $\mu\text{m}/\text{mm}^2$ und einen auf 1,5 mm normierten Biegewinkel in der Querrichtung von gleich oder geringer als 48° haben.

[0080] Wenn die Dichte der TiN / Ti(C, N)-Einschlüsse in dem Rand gleich oder größer als 240 Partikel/ mm^2 beträgt, ist der Biegewinkel verringert, wie es für das Vergleichsbeispiel R1 der Fall ist, welches eine Dichte von TiN / Ti(C, N)-Einschlüssen in dem Rand von 246 Partikel/ mm^2 hat und einen Biegewinkel normalisiert auf 1,5 mm in der Querrichtung von 46° oder geringer aufzeigt.

[0081] Indem die Randeinschlusspopulation auf die oben beschriebenen Bereiche gesteuert wird, erlaubt das hergestellte Stahlblech die Herstellung von warmpressumgeformten Teilen mit einem sehr guten, robusten und stabilen Crashverhalten zum Gebrauch in beispielsweise der Automobilindustrie.

ZITATE ENTHALTEN IN DER BESCHREIBUNG

Diese Liste der vom Anmelder aufgeführten Dokumente wurde automatisiert erzeugt und ist ausschließlich zur besseren Information des Lesers aufgenommen. Die Liste ist nicht Bestandteil der deutschen Patent- bzw. Gebrauchsmusteranmeldung. Das DPMA übernimmt keinerlei Haftung für etwaige Fehler oder Auslassungen.

Zitierte Nicht-Patentliteratur

- ISO 6892-1 [0013]
- H.-J. Bunge: Texture Analysis in Materials Science - Mathematical Methods, 1st English Edition by Butterworth Co (Publ.) 1982 [0015]
- "A densitybased algorithm for discovering clusters in large spatial databases with noise", Ester, Martin; Kriegel, Hans-Peter; Sander, Jörg; Xu, Xiaowei (1996), in Proceedings of the Second International Conference on Knowledge Discovery and Data Mining (KDD-96), AAAI Press, Seiten 226-231 [0048]
- Kapitel „Convex Hulls: Basic Algorithms“ in: Computational Geometry, Preparata, F.P., Shamos, M.I., 1985, Texts and Monographs in Computer Science, Springer, New York, NY [0051]
- "Particle Size Measurements: Fundamentals, Practice, Quality“, Springer, Henk G. Merkus (1. Januar 2009 [0051]

Schutzansprüche

1. Stahlblech aus einem Stahl mit der einer Zusammensetzung in Gewichts-% von

C: 0,2 – 0,3%

Mn: 0,8 – 2,0%

Si: 0,1 – 0,5%

Al: 0,01 – 0,1%

Ti: 0,01 – 0,1%

B: 0,0005 – 0,005%

P $\leq$ 0,040%

Ca $\leq$ 0,01%

S $\leq$ 0,006%

N $\leq$ 0,01%

und optional enthaltend:

Cr $\leq$ 0,4%

Mo $\leq$ 0,3%

Nb $\leq$ 0,1%

V $\leq$ 0,3%

wobei Cr + Mo + Nb + V $\leq$ 0,5%

wobei der Rest der Zusammensetzung Eisen und unvermeidbare aus dem Herstellungsprozess resultierende Verunreinigungen ist,

wobei das Stahlblech eine Mikrostruktur aufweist, welche oberflächenanteilig 75% bis 90% Ferrit enthält,

wobei der Rest aus Fe₃C und harten Phasen wie Martensit und Bainit zusammengesetzt ist,

wobei das Stahlblech von Volumen zu Oberfläche des Stahlblechs aufweist:

- ein Volumen, das 80% der Dicke des Stahlblechs darstellt,
- wobei dieses Volumen von einer oberen und einer unteren Randschicht bedeckt ist, welche die äußersten 10% der Dicke an jeder Seite des Volumens ausmachen, wobei die Dichte von TiN / Ti(C, N) Einschlüssen in dem Rand streng geringer als 240 Partikel / mm² ist und der Clusterindex von MnS Einschlüssen in diesem Rand streng geringer als 110 $\mu\text{m}/\text{mm}^2$ ist.

2. Stahlblech nach Anspruch 1, bei dem:

C: 0,2 - 0,25 %, und/oder

Mn: 1,0 - 1,4 %, und/oder

Si: 0,1 - 0,4 %, bevorzugt 0,15 - 0,35 %, und/oder

Al: 0,02 - 0,06 %, und/oder

Ti: 0,02 - 0,06 %, und/oder

B: 0,002 - 0,004 %, und/oder

P $\leq$ 0,020 %, und/oder

Ca $\leq$ 0,005 %, und/oder

S $\leq$ 0,005 %, und/oder

N $\leq$ 0,008 %, bevorzugt N $\leq$ 0,005 %.

3. Stahlblech nach Anspruch 1 oder 2, das mit einer metallischen Beschichtung beschichtet ist, welche wenigstens 50 Gew.-% Aluminium enthält.

4. Stahlblech nach Anspruch 1 oder 2, das mit einer metallischen Beschichtung beschichtet ist, welche wenigstens 50 Gew.-% Zink enthält.

5. Stahlblech nach einem der Ansprüche 1 bis 4, bei dem die chemische Zusammensetzung weiter die folgende Bedingung erfüllt, wobei die Elemente in Gew.-% ausgedrückt sind: $5,22 \cdot (S - Ca \cdot 32/40) \cdot 10^4 + 11,4 \cdot (Ti^2 \cdot N) \cdot 10^6 + 136,5 < 300$, insbesondere < 280 .

6. Pressgehärtetes Stahlteil, das eine Zusammensetzung in Gewichts-% von

C: 0,2 – 0,3%

Mn: 0,8 – 2,0%

Si: 0,1 – 0,5%

Al: 0,01 – 0,1%

Ti: 0,01 – 0,1%

B: 0,0005 – 0,005%

P $\leq$ 0,040%

Ca $\leq$ 0,01%

S $\leq$ 0,006%

N $\leq$ 0,01%

und optional enthaltend:

Cr $\leq$ 0,4%

Mo $\leq$ 0,3%

Nb $\leq$ 0,1%

V $\leq$ 0,3%

wobei $Cr + Mo + Nb + V \leq 0,5\%$

aufweist, wobei der Rest der Zusammensetzung Eisen und unvermeidbare aus dem Herstellungsprozess resultierende Verunreinigungen ist,

wobei das Stahlteil eine Mikrostruktur aufweist, welche oberflächenanteilig mehr als 95% Martensit und bis zu 5% Bainit oder Ferrit enthält,

wobei das Stahlteil von Volumen zu Oberfläche des Stahlteils aufweist:

- ein Volumen,

- wobei dieses Volumen von einer oberen und einer unteren Randschicht bedeckt ist, welche die äußersten 10% der Dicke an jeder Seite des Volumens ausmachen, wobei die Dichte von TiN / Ti(C, N) Einschlüssen in dem Rand streng geringer als 240 Partikel / mm² ist und der Clusterindex von MnS Einschlüssen in diesem Rand streng geringer als 110 µm/mm² ist.

7. Pressgehärtetes Stahlteil nach Anspruch 6, bei dem:

C: 0,2 - 0,25 %, und/oder

Mn: 1,0 - 1,4 %, und/oder

Si: 0,1 - 0,4 %, bevorzugt 0,15 - 0,35 %, und/oder

Al: 0,02 - 0,06 %, und/oder

Ti: 0,02 - 0,06 %, und/oder

B: 0,002 - 0,004 %, und/oder

P $\leq$ 0,020 %, und/oder

Ca $\leq$ 0,005 %, und/oder

S $\leq$ 0,005 %, und/oder

N $\leq$ 0,008 %, bevorzugt N $\leq$ 0,005 %.

8. Pressgehärtetes Stahlteil nach Anspruch 6 oder 7, bei dem die chemische Zusammensetzung weiter die folgende Bedingung erfüllt, wobei die Elemente in Gew.-% ausgedrückt sind: $5,22 \cdot (S - Ca \cdot 32/40) \cdot 10^4 + 11,4 \cdot (Ti^2 \cdot N) \cdot 10^6 + 136,5 < 280$, insbesondere < 300 .

9. Pressgehärtetes Stahlteil nach einem der Ansprüche 6 bis 8, das eine in der Querrichtung gemessene Zugfestigkeit TS von höher als 1300 MPa aufweist, und einen normierten Biegewinkel $\alpha_{1,5}$ in der Querrichtung streng größer als 48° .

10. Stahlblechs nach einem der Ansprüche 1 bis 5, erhältlich durch ein Verfahren mit den folgenden aufeinanderfolgenden Schritten:

- Bereitstellen eines flüssigen Stahls mit einer Zusammensetzung, die in Gewichts-% aufweist:

C: 0,2 – 0,3%

Mn: 0,8 – 2,0%

Si: 0,1 – 0,5%

Al: 0,01 – 0,1%

Ti: 0,01 – 0,1%

B: 0,0005 – 0,005%

P $\leq$ 0,040%

Ca $\leq$ 0,01%

S $\leq$ 0,006%

N $\leq$ 0,01%

und optional enthaltend:

Cr $\leq$ 0,4%

Mo $\leq$ 0,3%

Nb $\leq$ 0,1%

V $\leq$ 0,3%

wobei $Cr + Mo + Nb + V \leq 0,5\%$

wobei der Rest der Zusammensetzung Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen ist,

- Gießen des flüssigen Stahls, um ein warmwalzfähiges Halbzeug zu erhalten,
- Warmwalzen des Halbzeugs bei einer Warmwalzendtemperatur von im Bereich zwischen 800°C und 950°C ,
- Haspeln des warmgewalzten Stahlblechs bei einer Haspeltemperatur T_{coil} von geringer als 670°C , um ein gehaspeltes Stahlblech zu erhalten.

11. Stahlblech nach Anspruch 10, bei dem:

C: 0,2 - 0,25 %, und/oder

Mn: 1,0 - 1,4 %, und/oder

Si: 0,1 - 0,4 %, bevorzugt 0,15 - 0,35 %, und/oder

Al: 0,02 - 0,06 %, und/oder

Ti: 0,02 - 0,06 %, und/oder

B: 0,002 - 0,004 %, und/oder

P $\leq$ 0,020 %, und/oder

Ca $\leq$ 0,005 %, und/oder

S $\leq$ 0,005 %, und/oder

N $\leq$ 0,008 %, bevorzugt N $\leq$ 0,005 %.

12. Stahlblech nach Anspruch 10 oder 11, bei dem in dem Verfahren, durch das es erhältlich ist, der Schritt der Bereitstellung des flüssigen Stahls eine Raffinationsphase des flüssigen Stahls umfasst, während welcher die Niveaus von gemessenem Schwefel bei Beginn der Raffination, der Al-Zugabe zu Beginn der Raffination, der Ca-Zugabe während der Raffination und das Volumen des O₂-Einblasens gesteuert werden, dass sichergestellt ist, dass die Kombination

$C1 = 217,8 - 315,1 \cdot Ca_{\text{zugegeben}} + 41,5 \cdot O_{2_inj} + 18700 \cdot S_{\text{start}} - 40 \cdot Al_{\text{zugegeben}}$ unterhalb eines vorgegebenen Cut-off-Werts liegt,

wobei Al_{zugegeben} das bei Beginn der Raffination zugegebene Al ist, gemessen in kg Aluminium pro Tonne flüssigen Stahls,

S_{start} der vor der Raffination enthaltene Schwefel ist, gemessen in Gewichts-% O₂_{inj}, die Menge des während eines optionalen Schritts eines aluminothermischen Heizens injizierten O₂ ist, in Normkubikmetern von O₂ pro Tonne flüssigen Stahls ausgedrückt,

Ca_{zugegeben} die dem flüssigen Stahl zugegebene Menge Ca ist, gemessen in Gewichts-% im flüssigen Stahl.

13. Pressgehärtetes Stahlteil nach einem der Ansprüche 6 bis 9, erhältlich durch ein Verfahren mit den folgenden aufeinanderfolgenden Schritten:

- Bereitstellen eines Stahlblechs nach einem der Ansprüche 1 bis 5
- Schneiden des Stahlblechs in eine vorgegebene Form, um einen Stahlzuschnitt zu erhalten
- Erwärmen des Stahlzuschnitts auf eine Temperatur im Bereich zwischen 880°C und 950°C während 10 Sekunden bis 15 Minuten, um einen erwärmten Stahlzuschnitt zu erhalten,
- Überführen des erwärmten Zuschnitts in eine Umformpresse,
- Warmumformen des erwärmten Zuschnitts in der Umformpresse, um ein umgeformtes Teil zu erhalten,
- In-Form Abschreckhärten des umgeformten Teils.

14. Stahlteil nach Anspruch 13, bei dem das Verfahren, durch das es erhältlich ist, weiter einen Lackeinbrennschritt umfasst, in welchem das umgeformte Teil für eine Dauer von 10 Minuten bis 2 Stunden auf eine Temperatur zwischen 150°C und 250°C erwärmt ist

Es folgt eine Seite Zeichnungen

Anhängende Zeichnungen

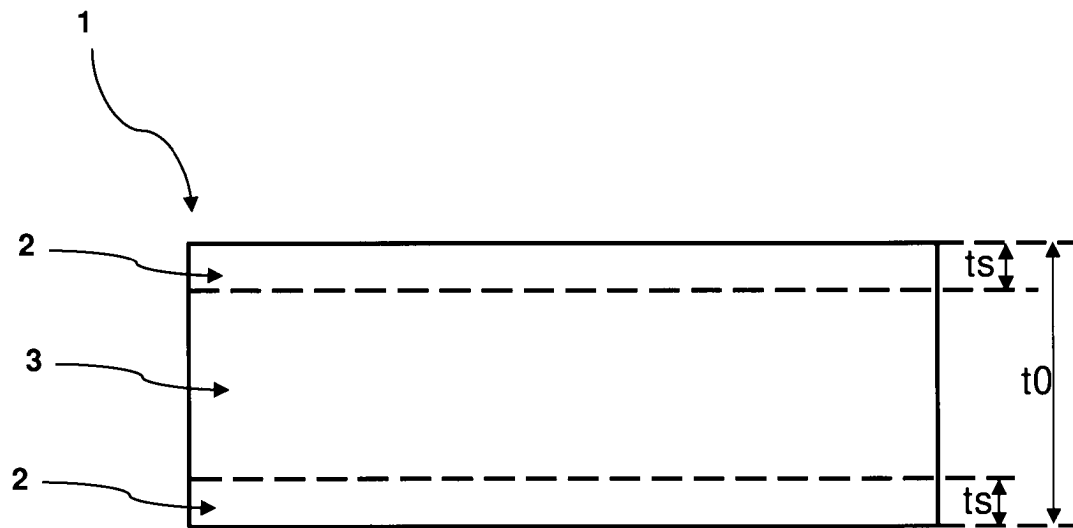


Fig. 1