

(19)



(11)

EP 4 516 955 A2

(12)

EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG

(43) Veröffentlichungstag:
05.03.2025 Patentblatt 2025/10

(51) Internationale Patentklassifikation (IPC):
C22C 38/60^(2006.01)

(21) Anmeldenummer: **24218825.8**

(52) Gemeinsame Patentklassifikation (CPC):
**C22C 38/02; C21D 1/18; C21D 1/28; C21D 1/673;
C21D 6/005; C21D 6/008; C21D 7/13;
C21D 8/0405; C21D 8/0421; C21D 8/0436;
C21D 8/0457; C21D 8/0463; C21D 8/0478;
C21D 9/48; C22C 38/04;** (Forts.)

(22) Anmeldetag: **11.08.2022**

(84) Benannte Vertragsstaaten:
**AL AT BE BG CH CY CZ DE DK EE ES FI FR GB
GR HR HU IE IS IT LI LT LU LV MC MK MT NL NO
PL PT RO RS SE SI SK SM TR**

(30) Priorität: **19.08.2021 EP 21192187**

(62) Dokumentnummer(n) der früheren Anmeldung(en)
nach Art. 76 EPÜ:
22764727.8 / 4 388 140

(71) Anmelder: **ThyssenKrupp Steel Europe AG
47166 Duisburg (DE)**

(72) Erfinder:
• **Gerber, Thomas
47166 Duisburg (DE)**
• **Banik, Janko
47166 Duisburg (DE)**
• **Krebs, Stefan
47166 Duisburg (DE)**

- **Linke, Bernd
47166 Duisburg (DE)**
- **Castro Müller, Cássia
47166 Duisburg (DE)**
- **Dagdeviren, Tayfun
47166 Duisburg (DE)**
- **Köyer, Maria
47166 Duisburg (DE)**

(74) Vertreter: **ThyssenKrupp Steel Europe AG
Patente/Patent Department
Kaiser-Wilhelm-Straße 100
47166 Duisburg (DE)**

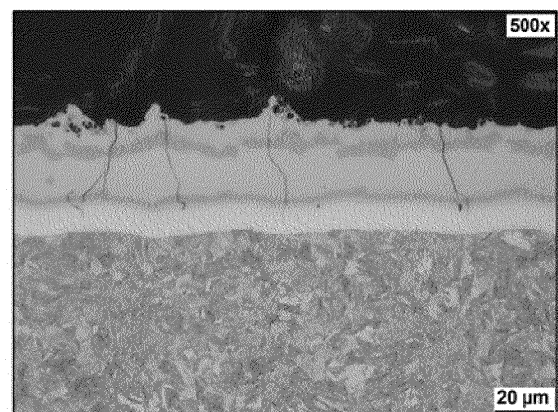
Bemerkungen:

Diese Anmeldung ist am 10-12-2024 als
Teilanmeldung zu der unter INID-Code 62 erwähnten
Anmeldung eingereicht worden.

(54) **STAHL MIT VERBESSERTEN VERARBEITUNGSEIGENSCHAFTEN ZUR UMFORMUNG BEI
ERHÖHTEN TEMPERATUREN**

(57) Die Erfindung betrifft ein Stahl Flachprodukt für die Warmumformung, ein umgeformtes Blechformteil und jeweils Verfahren zu deren Herstellung, wobei das Stahl Flachprodukt und das Blechformteil insbesondere in Verbindung mit einem Korrosionsschutzüberzug auf Aluminium-Basis verbesserte Eigenschaften aufweisen.

Fig.1a



EP 4 516 955 A2

(52) Gemeinsame Patentklassifikation (CPC): (Forts.)
C22C 38/06; C22C 38/12; C23C 2/12; C22C 38/60

Beschreibung

[0001] Die Erfindung betrifft ein Stahlflachprodukt für die Warmumformung sowie ein Verfahren zur Herstellung eines solchen Stahlflachproduktes. Weiterhin betrifft die Erfindung ein Blechformteil mit verbesserten Eigenschaften und ein Verfahren zur Herstellung eines solchen Blechformteils aus einem Stahlflachprodukt.

[0002] Wenn nachfolgend von einem "Stahlflachprodukt" oder auch von einem "Blechprodukt" die Rede ist, so sind damit Walzprodukte wie Stahlbänder oder -bleche gemeint, aus denen für die Herstellung von beispielsweise Karosseriebauteilen "Blechezuschnitte" (auch Platinen genannt) abgeteilt werden. "Blechformteile" oder "Blechbauteile" der erfindungsgemäßen Art sind aus derartigen Blechezuschnitten hergestellt, wobei hier die Begriffe "Blechformteil" und "Blechbauteil" synonym verwendet werden.

[0003] Alle Angaben zu Gehalten der in der vorliegenden Anmeldung angegebenen Stahlzusammensetzungen sind auf das Gewicht bezogen, sofern nicht ausdrücklich anders erwähnt. Alle nicht näher bestimmten, im Zusammenhang mit einer Stahllegierung stehenden "%-Angaben" sind daher als Angaben in "Gew.-%" zu verstehen. Mit Ausnahme der auf das Volumen (Angabe in "Vol.-%") bezogenen Angaben zum Restaustenit-Gehalt des Gefüges eines erfindungsgemäßen Blechformteils beziehen sich Angaben zu den Gehalten der verschiedenen Gefügebestandteile jeweils auf die Fläche eines Schliffs einer Probe des jeweiligen Erzeugnisses (Angabe in Flächenprozent "Flächen-%"), soweit nicht ausdrücklich anders angegeben. In diesem Text gemachte Angaben zu den Gehalten der Bestandteile einer Atmosphäre beziehen sich auf das Volumen (Angabe in "Vol.-%").

[0004] Mechanische Eigenschaften, wie Zugfestigkeit, Streckgrenze, Dehnung, die hier berichtet werden, sind im Zugversuch gemäß DIN-EN ISO 6892-1, Probenform 2 (Anhang B Tab. B1) (Stand 2020-06) ermittelt worden, soweit nicht ausdrücklich anders angegeben. Der Biegewinkel wird gemäß der VDA-Norm 238-100 für das Kraftmaximum ermittelt.

[0005] Das Gefüge wurde an Längsschliffen bestimmt, die einer Ätzung mit 3% Nital (alkoholische Salpetersäure) unterzogen worden sind. Der Anteil an Restaustenit wurde röntgendiffraktometrisch bestimmt.

[0006] Aus der WO 2019/223854 A1 sind ein Blechformteil und ein Verfahren zum Herstellen eines solchen Blechformteils bekannt, das eine Zugfestigkeit von mindestens 1000 MPa besitzt. Das Blechformteil besteht dabei aus einem Stahl, der neben Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen aus (in Gew.-%) 0,10 - 0,30 % C, 0,5 - 2,0 % Si, 0,5 - 2,4 % Mn, 0,01 - 0,2 % Al, 0,005 - 1,5 % Cr, 0,01 - 0,1 % P und gegebenenfalls weiteren optionalen Elementen, insbesondere 0,005 - 0,1 % Nb, zusammengesetzt ist. Zudem umfasst das Blechbauteil einen Korrosionsschutzüberzug, der Aluminium enthält.

[0007] Aus der EP 2 553 133 B1 ist ebenfalls ein Blechformteil und ein Verfahren zum Herstellen eines solchen Blechformteils bekannt.

[0008] Vor dem Hintergrund des Standes der Technik bestand die Aufgabe ein Stahlflachprodukt für die Warmumformung so weiterzuentwickeln, dass in Verbindung mit einem Korrosionsschutzüberzug auf Aluminium-Basis verbesserte Verarbeitungseigenschaften des warmumgeformten Blechformteils erreicht werden. Darüber hinaus sollte ein Verfahren angegeben werden, mit dem sich derartige Blechformteile praxisgerecht herstellen lassen.

[0009] Die Erfindung löst diese Aufgabe durch ein Stahlflachprodukt für die Warmumformung umfassend ein Stahlsubstrat aus Stahl, der neben Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen (in Gew.-%) aus

C:	0,06 - 0,5 %,
Si:	0,05 - 0,6 %,
Mn:	0,4 - 3,0 %,
Al:	0,06 - 1,0 %,
Nb:	0,001 - 0,2 %,
Ti:	0,001 - 0,10 %,
B:	0,0005 - 0,01 %,
P:	≤ 0,03 %,
S:	≤ 0,02 %,
N:	≤ 0,02 %,
Sn:	≤ 0,03 %,
As:	≤ 0,01 %,

sowie optional einem oder mehreren der Elemente "Cr, Cu, Mo, Ni, V, Ca, W" in folgenden Gehalten

Cr:	0,01 - 1,0 %,
Cu:	0,01 - 0,2 %,

(fortgesetzt)

Mo:	0,002 - 0,3 %,
Ni:	0,01- 0,5 %,
V:	0,001 - 0,3 %,
Ca:	0,0005 - 0,005 %,
W:	0,001 -1,00 %

besteht.

[0010] Gegenüber bekannten Stahlflachprodukten weist das Stahlsubstrat des erfindungsgemäßen Stahlflachproduktes einen Aluminium-Gehalt auf, der mindestens 0,06 Gew.-%, bevorzugt mindestens 0,07 Gew.-%, insbesondere mindestens 0,08 Gew.-% beträgt. Bevorzugt beträgt der Aluminium-Gehalt mindestens 0,10 Gew.-%, besonders bevorzugt mindestens 0,11 Gew.-%, insbesondere mindestens 0,12 Gew.-%, bevorzugt mindestens 0,140 Gew.-%, insbesondere mindestens 0,15 Gew.-%, bevorzugt mindestens 0,16 Gew.-% beträgt. Der maximale Aluminium-Gehalt beträgt 1,0 Gew.-%, insbesondere maximal 0,8 Gew.-% beträgt.

[0011] Bei einer ersten weitergebildeten Variante beträgt der Aluminium-Gehalt mindestens 0,07 Gew.-%, insbesondere mindestens 0,08 Gew.-%, bevorzugt mindestens 0,10 Gew.-%, besonders bevorzugt mindestens 0,11 Gew.-%, insbesondere mindestens 0,12 Gew.-%, bevorzugt mindestens 0,140 Gew.-%, insbesondere mindestens 0,15 Gew.-%, bevorzugt mindestens 0,16 Gew.-%. Der maximale Aluminium-Gehalt beträgt bei dieser Variante maximal 0,50 Gew.-%, insbesondere maximal 0,35 Gew.-%, bevorzugt maximal 0,25 Gew.-%, insbesondere maximal 0,24 Gew.-%.

[0012] Bei einer zweiten weitergebildeten Variante beträgt der Aluminium-Gehalt mindestens 0,50 Gew.-%, bevorzugt mindestens 0,60 Gew.-%, bevorzugt mindestens 0,70 Gew.-%. Der maximale Aluminium-Gehalt beträgt bei dieser Variante maximal 1,0 Gew.-%, insbesondere maximal 0,9 Gew.-%, bevorzugt maximal 0,80 Gew.-%.

[0013] Aluminium ("Al") wird bei der Erzeugung von Stahl bekanntermaßen als Desoxidationsmittel hinzugegeben. Zur sicheren Abbindung des in der Stahlschmelze enthaltenen Sauerstoffs werden mindestens 0,01 Gew.-% Al benötigt. Al kann darüber hinaus zusätzlich zur Abbindung von unerwünschten, jedoch herstellungsbedingt unvermeidbaren Gehalten an N verwendet werden. Vergleichsweise hohe Aluminium-Gehalte wurden bislang vermieden, da sich mit dem Aluminium-Gehalt auch die Ac3-Temperatur nach oben verschiebt. Dies wirkt sich negativ auf die für die Warmumformung wichtige Austenitisierung aus. Es hat sich jedoch gezeigt, dass erhöhte Aluminium-Gehalte überraschenderweise zu positiven Effekten führen in Verbindung mit einem Korrosionsschutzüberzug auf Aluminium-Basis.

[0014] Beim Beschichten des Stahlflachproduktes mit einem Korrosionsschutzüberzug auf Aluminium-Basis und beim nachfolgenden Warmumformen von hiervon abgeteilten Blechzuschnitten zu Blechformteilen kommt es zu einer Diffusion von Eisen aus dem Stahlsubstrat in den flüssigen Korrosionsschutzüberzug. In der Interdiffusionszone werden dabei Eisen-Aluminidverbindungen mit höherer Dichte über eine mehrstufige Phasentransformation ($\text{Fe}_2\text{Al}_5 \rightarrow \text{Fe}_2\text{Al} \rightarrow \text{FeAl} \rightarrow \text{Fe}_3\text{Al}$) gebildet. Die Ausbildung von solchen dichteren Phasen ist mit einem höheren Aluminiumverbrauch als bei weniger dichten Phasen verbunden. Dieser lokal höhere Aluminiumverbrauch führt zur Entstehung von Poren (Leerstellen) in der erhaltenen Phase. Bevorzugt bilden sich diese Poren im Übergangsbereich zwischen Stahlsubstrat und Korrosionsschutzüberzug, wo der Anteil des zur Verfügung stehenden Aluminiums stark durch den Aluminium-Gehalt des Stahlsubstrates geprägt ist. Es kann insbesondere zu einer Ansammlung von Poren in Form eines Bandes im Übergangsbereich kommen.

[0015] Solche Poren und insbesondere ein Band von Poren verursachen vielfältige Probleme:

- Durch die Poren ist die mechanische Integrität in diesem Bereich reduziert. Es kann schneller zu Schichtablösung bei korrosiver Beanspruchung kommen. Zudem reduziert sich die übertragbare Kraft an der Verbindungsstelle zweier Bauteile nach Verkleben oder Verschweißen.
- Die Poren führen zu veränderten Strombahnen im Material beim Widerstandpunktschweißen, die die Schweiß-eignung negativ beeinflussen und so den Schweißbereich reduzieren.
- Bereits die Poren selbst erleichtern die Risseinleitung und Rissausbreitung beim statischen und dynamischen Biegen.

[0016] Überraschenderweise hat sich gezeigt, dass durch die Erhöhung des Aluminium-Gehaltes ("Al") im Stahlsubstrat auf die beschriebenen Untergrenzen und darüber hinaus eine deutliche Reduzierung der Porenbildung bei der Beschichtung mit einem Korrosionsschutzüberzug auf Aluminium-Basis und der nachfolgenden Warmumformung erreicht werden kann. Insbesondere im Übergangsbereich zwischen Stahlsubstrat und Korrosionsschutzüberzug kann der lokal höhere Aluminiumverbrauch bei der Bildung dichterer Eisen-Aluminidverbindungen zumindest teilweise durch den Aluminium-Gehalt des Stahlsubstrates kompensiert werden, so dass die Bildung von Poren, insbesondere eines Bandes aus Poren, unterdrückt wird.

[0017] Bei einem zu hohen Al-Gehalt, insbesondere bei Gehalten von mehr als 1,0 Gew.-% Al, besteht die Gefahr, dass

sich an der Oberfläche eines aus erfindungsgemäß legiertem Stahlwerkstoff gefertigten Produkts Al-Oxide bilden, die das Benetzungsverhalten beim Schmelztauchbeschichten verschlechtern würden. Zudem wird bei höheren Al-Gehalten die Bildung von nichtmetallischen Al-basierten Einschlüssen begünstigt, die als grobe Einschlüsse das Crashverhalten negativ beeinflussen. Daher wird der Al-Gehalt bevorzugt unterhalb der bereits genannten Obergrenzen gewählt.

[0018] Unterstützt wird dabei insbesondere das Biegeverhalten des Blechbauteils durch den erfindungsgemäßen Niob-Gehalt ("Nb") von mindestens 0,001 Gew.-%. Bevorzugt beträgt der Nb-Gehalt mindestens 0,005 Gew.-%, insbesondere mindestens 0,010 Gew.-%, bevorzugt mindestens 0,015 Gew.-%, besonders bevorzugt mindestens 0,020 Gew.-%, insbesondere mindestens 0,024 Gew.-%, bevorzugt mindestens 0,025 Gew.-%.

[0019] Der angegebene Nb-Gehalt führt insbesondere bei dem nachfolgend beschriebenen Verfahren zum Herstellen eines Stahlflachprodukts für die Warmumformung mit einem Korrosionsschutzüberzug zu einer Verteilung von Niobkarbonitriden, die beim anschließenden Warmumformen zu einem besonders feinen Härtingsgefüge führt. Während des Abkühlens nach dem Schmelztauchbeschichten wird das beschichtete Stahlflachprodukt für eine gewisse Zeit in einem Temperaturbereich von 400 °C und 300 °C gehalten. In diesem Temperaturbereich besteht noch eine gewisse Diffusionsgeschwindigkeit von Kohlenstoff ("C") im Stahlsubstrat, während die thermodynamische Löslichkeit sehr gering ist. Somit diffundiert Kohlenstoff zu Gitterstörungen und sammelt sich dort. Gitterstörungen werden insbesondere durch gelöste Niob-Atome verursacht, die durch ihr deutlich höheres Atomvolumen das Atomgitter aufweiten und somit die Tetraeder- und Oktaederlücken im Atomgitter vergrößern, so dass die lokale Löslichkeit von C erhöht ist. Folglich ergeben sich Cluster von Kohlenstoff und Niob im Stahlsubstrat, welche sich dann im nachfolgenden Austenitisierungsschritt der Warmumformung zu sehr feinen Ausscheidungen umwandeln und als zusätzliche Austenitkeime wirken. Daher ergibt sich ein verfeinertes Austenitgefüge mit kleineren Austenitkörnern und damit auch ein verfeinertes Härtingsgefüge.

[0020] Dies betrifft insbesondere auch die sich in der Warmumformung ausbildende ferritische Interdiffusionsschicht. Das verfeinerte ferritische Gefüge in der Interdiffusionsschicht unterstützt die Reduzierung der Risseinleitungstendenzen unter Biegebelastungen.

[0021] Der höhere Nb-Gehalt hat noch einen weiteren Vorteil. Überraschenderweise hat sich gezeigt, dass der höhere Nb-Gehalt im Stahlsubstrat zu einer Verschiebung des elektrochemischen Potentials beim endgültigen Blechformteil hin zu einem positiveren (d.h. edleren) Potential führt. Als ein guter Indikator für die Verschiebung des elektrochemischen Potentials hat sich hier der Nb-Gehalt in der Interdiffusionsschicht erwiesen. Wenn der Nb-Gehalt in der Interdiffusionsschicht mindestens 0,010 % beträgt, ist das Potential etwa 100-150 mV höher als bei einem Vergleichssubstrat mit niedrigerem Nb-Gehalt. Das so beschaffene Blechformteil hat daher eine höhere Korrosionsbeständigkeit.

[0022] Ein zu hoher Nb-Gehalt führt allerdings zu einer verschlechterten Rekristallisierbarkeit. Daher beträgt der Nb-Gehalt maximal 0,2 Gew.-%. Weiterhin bevorzugt beträgt der Nb-Gehalt maximal 0,20 Gew.-%, insbesondere maximal 0,15 Gew.-%, bevorzugt maximal 0,10 Gew.-%, insbesondere maximal 0,05 Gew.-%.

[0023] Aluminium und Niob haben beide einen Einfluss auf die Kornfeinung bei der Austenitisierung im Warmumformprozess. Es hat sich herausgestellt, dass Aluminium neben Niob insbesondere das Kornwachstum bei erhöhten Temperaturen im Austenit (beispielsweise bei über 1200 °C) über eine verhältnismäßig frühe, d.h. bei relativ hohen Temperaturen stattfindende, Bildung von AlN verfeinert. Die Bildung von AlN ist gegenüber der Bildung von NbN bzw. NbC thermodynamisch begünstigt. Die Ausscheidung von AlN wirkt hier kornfeinend im Austenit und somit zähigkeitsverbessernd. Steigende Al/Nb-Verhältnisse verbessern diesen Effekt. Daher gilt optional für das Verhältnis Al/Nb aus Al-Gehalt zu Nb-Gehalt:

$$1 \leq \text{Al/Nb}$$

bevorzugt ist das Verhältnis Al/Nb ≥ 2 , insbesondere ≥ 3 . Gleichzeitig führt ein zu großes Verhältnis von Al/Nb dazu, dass die AlN-Bildung nicht mehr so vorteilhaft fein erfolgt, sondern zunehmend gröbere AlN-Partikel auftreten, was den Kornfeinungseffekt wieder schmälert. Es hat sich gezeigt, dass dieser Effekt bei niedrigen Mangan-Gehalten früher auftritt als bei höheren Mangan-Gehalten, da mit steigendem Mangan-Gehalt die AC3-Temperatur abnimmt. Daher ist es vorteilhaft, optional bei niedrigen Mangan-Gehalten von $\leq 1,6$ Gew.-% ein Verhältnis von Al/Nb einzustellen, für das gilt:

$$\text{Al/Nb} \leq 20,0,$$

was etwa einem atomaren Verhältnis beider Elemente ≤ 6 entspricht. Bevorzugt ist für Mn $\leq 1,6$ Gew.-% das Verhältnis Al/Nb $\leq 18,0$, insbesondere $\leq 16,0$, bevorzugt $\leq 14,0$, besonders bevorzugt $\leq 12,0$, insbesondere $\leq 10,0$, bevorzugt $\leq 9,0$, insbesondere $\leq 8,0$, bevorzugt $\leq 7,0$.

[0024] Bei höheren Mangan-Gehalten von Mn $\geq 1,7$ Gew.-% sind dagegen auch höhere Verhältnisse möglich. Daher ist es vorteilhaft, optional bei höheren Mangan-Gehalten von 1,7 Gew.-% oder mehr ein Verhältnis von Al/Nb einzustellen, für das gilt:

$$\text{Al/Nb} \leq 30.0,$$

[0025] Bevorzugt ist für Mn $\geq 1,7$ Gew.-% das Verhältnis $\text{Al/Nb} \leq 28.0$, insbesondere ≤ 26.0 , bevorzugt ≤ 24.0 , besonders bevorzugt ≤ 22.0 , bevorzugt ≤ 20.0 , insbesondere ≤ 18.0 , insbesondere ≤ 16.0 , bevorzugt ≤ 14.0 , besonders bevorzugt ≤ 12.0 , insbesondere ≤ 10.0 , bevorzugt ≤ 9.0 , insbesondere ≤ 8.0 , bevorzugt ≤ 7.0 .

[0026] Unabhängig vom Mangan-Gehalt ist es also optional bevorzugt ein Verhältnis von Al/Nb einzustellen, für das gilt:

$$\text{Al/Nb} \leq 20.0,$$

[0027] Bevorzugt ist das Verhältnis $\text{Al/Nb} \leq 18.0$, insbesondere ≤ 16.0 , bevorzugt ≤ 14.0 , besonders bevorzugt ≤ 12.0 , insbesondere ≤ 10.0 , bevorzugt ≤ 9.0 , insbesondere ≤ 8.0 , bevorzugt ≤ 7.0 .

[0028] Kohlenstoff ("C") ist im Stahlsubstrat des Stahlflachproduktes in Gehalten von 0,06 - 0,5 Gew.-% enthalten. Derart eingestellte C-Gehalte tragen zur Härbarkeit des Stahls bei, indem sie die Ferrit- und Bainitbildung verzögern sowie den Restaustenit im Gefüge stabilisieren. Ein C-Gehalt von mindestens 0,06 Gew.-% ist erforderlich, um eine ausreichende Härbarkeit und eine damit einhergehende hohe Festigkeit zu erzielen.

[0029] Durch hohe C-Gehalte kann allerdings die Schweißbarkeit negativ beeinflusst werden. Um die Schweißbarkeit zu verbessern, kann der C-Gehalt auf 0,5 Gew.-%, bevorzugt auf höchstens 0,5 Gew.-%, insbesondere auf höchstens 0,45 Gew.-%, bevorzugt auf 0,42 Gew.-%, besonders bevorzugt 0,40 Gew.-%, bevorzugt maximal 0,38 Gew.-%, insbesondere maximal 0,35 Gew.-% eingestellt werden.

[0030] Um die positiven Effekte der Anwesenheit von Kohlenstoff besonders sicher nutzen zu können, können C-Gehalte von mindestens 0,10 Gew.-%, bevorzugt 0,11 Gew.-%, insbesondere mindestens 0,15 Gew.-%, bevorzugt mindestens 0,15 Gew.-% vorgesehen werden. Bei diesen Gehalten lassen sich unter Beachtung der weiteren Maßgaben der Erfindung Zugfestigkeiten des Blechformteils von mindestens 1000 MPa, insbesondere mindestens 1100 MPa nach Warmpressformen sicher erreichen.

[0031] Bei einer ersten weitergebildeten Variante beträgt der C-Gehalt mindestens 0,10 Gew.-%, bevorzugt 0,11 Gew.-%, insbesondere mindestens 0,15 Gew.-%, bevorzugt mindestens 0,15 Gew.-% vorgesehen werden. Der maximale C-Gehalt beträgt bei dieser Variante maximal 0,50 Gew.-%, insbesondere maximal 0,25 Gew.-%, bevorzugt maximal 0,25 Gew.-%. Bei diesen maximalen C-Gehalten kann die Schweißbarkeit nochmals deutlich verbessert und zusätzlich ein gutes Verhältnis von Kraftaufnahme und maximalem Biegewinkel im Biegeversuch nach VDA238-100 im pressgehärteten Zustand erreicht werden.

[0032] Bei einer zweiten weitergebildeten Variante beträgt der C-Gehalt mindestens 0,25 Gew.-%, bevorzugt mindestens 0,50 Gew.-%, insbesondere mindestens 0,32 Gew.-%. Der maximale C-Gehalt beträgt bei dieser Variante maximal 0,5 Gew.-%, insbesondere maximal 0,50 Gew.-%, bevorzugt maximal 0,40 Gew.-%, bevorzugt maximal 0,38 Gew.-%, insbesondere maximal 0,35 Gew.-%.

[0033] Bei einer dritten weitergebildeten Variante beträgt der C-Gehalt mindestens 0,50 Gew.-%, bevorzugt mindestens 0,32 Gew.-%, insbesondere mindestens 0,55 Gew.-%, bevorzugt mindestens 0,34 Gew.-%, bevorzugt mindestens 0,35 Gew.-%, insbesondere mindestens 0,40 Gew.-%, bevorzugt maximal 0,44 Gew.-%. Der maximale C-Gehalt beträgt bei dieser Variante maximal 0,5 Gew.-%, insbesondere maximal 0,50 Gew.-%, bevorzugt maximal 0,48 Gew.-%. Bei diesen Gehalten lassen sich unter Beachtung der weiteren Maßgaben der Erfindung Zugfestigkeiten des Blechformteils von mindestens 1700 MPa, insbesondere mindestens 1800 MPa nach Warmpressformen sicher erreichen.

[0034] Silizium ("Si") wird zur weiteren Erhöhung der Härbarkeit des Stahlflachprodukts sowie der Festigkeit des pressgehärteten Produkts über Mischkristallverfestigung verwendet. Silizium ermöglicht außerdem den Einsatz von Ferro-Silizium-Mangan als Legierungsmittel, was sich begünstigend auf die Produktionskosten auswirkt. Ab einem Si-Gehalt von 0,05 Gew.-% stellt sich bereits ein Härtungseffekt ein. Ab einem Si-Gehalt von mindestens 0,15 Gew.-%, insbesondere mindestens 0,20 Gew.-% tritt ein signifikanter Anstieg der Festigkeit auf. Si-Gehalte oberhalb von 0,6 Gew.-% wirken sich nachteilig auf das Beschichtungsverhalten aus, insbesondere bei Al-basierten Beschichtungen. Si-Gehalte von höchstens 0,50 Gew.-%, insbesondere höchstens 0,50 Gew.-% werden bevorzugt eingestellt, um die Oberflächenqualität des beschichteten Stahlflachprodukts zu verbessern.

[0035] Mangan ("Mn") wirkt als härtendes Element, indem es die Ferrit- und die Bainitbildung stark verzögert. Bei Mangangehalten kleiner 0,4 Gew.-% werden während des Presshärtens selbst bei sehr schnellen Abkühlgeschwindigkeiten signifikante Anteile von Ferrit und Bainit gebildet, was vermieden werden sollte. Mn-Gehalte von mindestens 0,5 Gew.-%, insbesondere mindestens 0,7 Gew.-%, bevorzugt mindestens 0,8 Gew.-%, insbesondere von mindestens 0,9 Gew.-%, bevorzugt mindestens 1,00 Gew.-%, insbesondere mindestens 1,05 Gew.-%, besonders bevorzugt von mindestens 1,10 Gew.-%, sind vorteilhaft, wenn ein martensitisches Gefüge insbesondere in Bereichen größerer Umformung gewährleistet werden soll. Mn-Gehalte von mehr als 3,0 Gew.-% wirken sich nachteilig auf die Verarbeitungseigenschaften aus, weshalb der Mn-Gehalt erfindungsgemäßer Stahlflachprodukte auf höchstens 3,0 Gew.-%, bevorzugt höchstens 2,5 Gew.-% beschränkt ist. Vor allem die Schweißbarkeit ist stark eingeschränkt, weshalb der Mn-Gehalt bevorzugt auf höchstens 1,6 Gew.-% und insbesondere auf 1,30 Gew.-%, bevorzugt auf 1,20 Gew.-% beschränkt ist. Mn-

Gehalte kleiner oder gleich 1,6 Gew.-% werden darüber hinaus auch aus ökonomischen Gründen bevorzugt.

[0036] Titan ("Ti") ist ein Mikrolegierungselement, welches hinzulegiert wird, um zur Kornfeinung beizutragen, wobei mindestens 0,001 Gew.-% Ti, insbesondere mindestens 0,004 Gew.-%, bevorzugt mindestens 0,010 Gew.-% Ti, für eine ausreichende Verfügbarkeit hinzugegeben werden sollten. Ab 0,10 Gew.-% Ti verschlechtert sich die Kaltwalzbarkeit und Rekristallisierbarkeit deutlich, weshalb größere Ti-Gehalte vermieden werden sollten. Um die Kaltwalzbarkeit zu verbessern, kann der Ti-Gehalt bevorzugt auf 0,08 Gew.-%, insbesondere auf 0,038 Gew.-%, besonders bevorzugt auf 0,020 Gew.-%, insbesondere 0,015 Gew.-% beschränkt sein. Titan hat zudem den Effekt, Stickstoff abzubinden und so Bor es zu ermöglichen, seine starkferrithemmende Wirkung zu entfalten. Daher beträgt bei einer bevorzugten Weiterbildung der Titangehalt mehr als das 3,42-fache des Stickstoffgehaltes, um eine ausreichende Abbindung von Stickstoff zu erreichen.

[0037] Bor ("B") wird hinzulegiert, um die Härtebarkeit des Stahlflachprodukts zu verbessern, indem auf den Austenitkorngrenzen angelagerte Boratome oder Borausscheidungen die Korngrenzenenergie verringern, wodurch die Nukleation von Ferrit während des Presshärtens unterdrückt wird. Ein deutlicher Effekt auf die Härtebarkeit tritt bei B-Gehalten von mindestens 0,0005 Gew.-%, bevorzugt mindestens 0,0007 Gew.-%, insbesondere mindestens 0,0010 Gew.-%, insbesondere mindestens 0,0020 Gew.-% auf. Bei B-Gehalten über 0,01 Gew.-% bilden sich hingegen vermehrt Borkarbid, Bornitride oder Bornitrokarbid, welche wiederum bevorzugte Keimstellen für die Nukleation von Ferrit darstellen und den härtenden Effekt wieder absenken. Aus diesem Grund wird der B-Gehalt auf höchstens 0,01 Gew.-%, bevorzugt höchstens 0,0100 Gew.-%, bevorzugt höchstens 0,0050 Gew.-%, insbesondere höchstens 0,0035 Gew.-%, insbesondere höchstens 0,0050 Gew.-%, bevorzugt höchstens 0,0025 Gew.-% beschränkt.

[0038] Phosphor ("P") und Schwefel ("S") sind Elemente, die als Verunreinigungen durch Eisenerz in den Stahl eingeschleppt werden und nicht vollständig im großtechnischen Stahlwerksprozess beseitigt werden können. Der P-Gehalt und der S-Gehalt sollten so gering wie möglich gehalten werden, da sich die mechanischen Eigenschaften wie zum Beispiel die Kerbschlagarbeit mit zunehmendem P-Gehalt bzw. S-Gehalt verschlechtern. Ab P-Gehalten von 0,03 Gew.-% tritt zudem eine beginnende Versprödung des Martensits auf, weshalb der P-Gehalt eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts auf höchstens 0,05 Gew.-%, insbesondere höchstens 0,02 Gew.-%, begrenzt ist. Der S-Gehalt eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts ist auf höchstens 0,02 Gew.-%, bevorzugt höchstens 0,0010 Gew.-%, insbesondere höchstens 0,005 Gew.-%, begrenzt.

[0039] Stickstoff ("N") ist ebenfalls aufgrund des Stahlfertigungsprozesses in geringen Mengen im Stahl als Verunreinigungen vorhanden. Der N-Gehalt ist möglichst gering zu halten und sollte höchstens 0,02 Gew.-% betragen. Insbesondere bei Legierungen, die Bor enthalten, ist Stickstoff schädlich, da es durch die Bildung von Bornitriden den umwandlungsverzögernden Effekt von Bor verhindert, weshalb der N-Gehalt in diesem Fall bevorzugt höchstens 0,010 Gew.-%, insbesondere höchstens 0,007 Gew.-%, betragen sollte.

[0040] Weitere typische Verunreinigungen sind Zinn ("Sn") und Arsen ("As"). Der Sn-Gehalt beträgt maximal 0,05 Gew.-%, bevorzugt maximal 0,02 Gew.-%. Der As-Gehalt beträgt maximal 0,01 Gew.-%, insbesondere maximal 0,005 Gew.-%.

[0041] Neben den zuvor erläuterten Verunreinigungen P, S, N, Sn und As können auch noch weitere Elemente als Verunreinigungen im Stahl vorhanden sein. Diese weiteren Elemente werden unter den "unvermeidbaren Verunreinigungen" zusammengefasst. Bevorzugt beträgt der Gehalt an diesen "unvermeidbaren Verunreinigungen" in Summe maximal 0,2 Gew.-%, bevorzugt maximal 0,1 Gew.-%. Die nachfolgend beschriebenen optionalen Legierungselemente Cr, Cu, Mo, Ni, V, Ca und W, für die eine Untergrenze angegeben ist, können auch in Gehalten unterhalb der jeweiligen Untergrenze als unvermeidbare Verunreinigungen im Stahls substrat vorkommen. In dem Fall werden sie ebenfalls zu den "unvermeidbaren Verunreinigungen" gezählt, deren Gesamtgehalt auf maximal 0,2 Gew.-%, bevorzugt maximal 0,1 Gew.-% begrenzt ist.

[0042] Chrom, Kupfer, Molybdän, Nickel, Vanadium, Calcium und Wolfram können dem Stahl eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts jeweils einzeln oder in Kombination miteinander optional hinzulegiert werden.

[0043] Chrom ("Cr") unterdrückt die Bildung von Ferrit und Perlit während einer beschleunigten Abkühlung eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts und ermöglicht eine vollständige Martensitbildung auch bei geringeren Abkühlraten, wodurch eine Steigerung der Härtebarkeit erzielt wird.

[0044] Diese genannten Effekte stellen sich ab einem Gehalt von 0,01 Gew.-% ein, wobei sich ein Gehalt von mindestens 0,10 Gew.-%, bevorzugt mindestens 0,15 Gew.-% in der Praxis für eine sichere Prozessführung bewährt hat. Zu hohe Gehalte an Cr beeinträchtigen allerdings die Beschichtbarkeit des Stahls. Deshalb ist der Cr-Gehalt des Stahls eines des Stahls substrates auf höchstens 1,0 Gew.-%, bevorzugt maximal 0,80 Gew.-%, insbesondere maximal 0,75 Gew.-%, bevorzugt maximal 0,50 Gew.-%, insbesondere maximal 0,50 Gew.-% beschränkt.

[0045] Vanadium ("V") kann optional in Gehalten von 0,001 - 1,0 Gew.-% hinzulegiert werden. Bevorzugt beträgt der Vanadium-Gehalt maximal 0,3 Gew.-%. Aus Kostengründen wird maximal 0,2 Gew.-% Vanadium hinzulegiert.

[0046] Kupfer ("Cu") kann optional hinzulegiert werden, um bei Zugaben von mindestens 0,01 Gew.-%, bevorzugt mindestens 0,010 Gew.-%, insbesondere mindestens 0,015 Gew.-% die Härtebarkeit zu erhöhen. Darüber hinaus verbessert Kupfer den Widerstand gegen atmosphärische Korrosion unbeschichteter Bleche oder Schnittkanten. Bei einem zu hohen Cu-Gehalt verschlechtert sich die Warmwalzbarkeit aufgrund niedrigschmelzender Cu-Phasen an der Oberfläche deutlich, weshalb der Cu-Gehalt auf höchstens 0,2 Gew.-%, bevorzugt höchstens 0,1 Gew.-%, insbesondere

maximal 0,10 Gew.-% beschränkt ist.

[0047] Molybdän ("Mo") kann zur Verbesserung der Prozessstabilität optional hinzugegeben werden, da es die Ferritbildung deutlich verlangsamt. Ab Gehalten von 0,002 Gew.-% bilden sich dynamisch Molybdän-Kohlenstoff Cluster bis hin zu ultrafeinen Molybdänkarbiden auf den Korngrenzen, welche die Beweglichkeit der Korngrenze und somit diffusive Phasenumwandlungen deutlich verlangsamen. Außerdem wird durch Molybdän die Korngrenzenenergie verringert, was die Nukleationsrate von Ferrit verringert. Bevorzugt beträgt der Mo-Gehalt mindestens 0,004 Gew.-%, insbesondere mindestens 0,01 Gew.-%. Aufgrund der hohen Kosten, welche mit einer Legierung von Molybdän verbunden sind, sollte der Mo-Gehalt höchstens 0,3 Gew.-%, insbesondere höchstens 0,10 Gew.-%, bevorzugt höchstens 0,08 Gew.-% betragen.

[0048] Nickel ("Ni") stabilisiert die austenitische Phase und kann optional hinzulegiert werden, um die Ac3-Temperatur zu verringern und die Bildung von Ferrit und Bainit zu unterdrücken. Nickel hat darüber hinaus einen positiven Einfluss auf die Warmwalzbarkeit, insbesondere, wenn der Stahl Kupfer enthält. Kupfer verschlechtert die Warmwalzbarkeit. Um dem negativen Einfluss von Kupfer auf die Warmwalzbarkeit entgegenzuwirken, können dem Stahl 0,01 Gew.-% Nickel hinzulegiert werden, bevorzugt beträgt der Ni-Gehalt mindestens 0,015 Gew.-%, insbesondere mindestens 0,020 Gew.-%. Aus ökonomischen Gründen sollte der Nickelgehalt auf höchstens 0,5 Gew.-%, insbesondere höchstens 0,20 Gew.-%, beschränkt bleiben. Bevorzugt beträgt der Ni-Gehalt maximal 0,10 Gew.-%.

[0049] Calcium ("Ca") dient in Stählen zur Einformung von nichtmetallischen Einschlüssen, insbesondere von Mangansulfiden. Durch die rundliche Einformung wird die negative Wirkung der Einschlüsse auf die Warmumformbarkeit, Dauerfestigkeit und Zähigkeit deutlich reduziert. Um diesen Effekt auch bei einem erfindungsgemäßen Stahlflachprodukt zu nutzen, kann ein erfindungsgemäßes Stahlflachprodukt optional mindestens 0,0005 Gew.-% Ca, insbesondere mindestens 0,0010 Gew.-%, bevorzugt mindestens 0,0020 Gew.-% enthalten. Der maximale Ca-Gehalt beträgt 0,01 Gew.-%, insbesondere maximal 0,007 Gew.-%, bevorzugt maximal 0,005 Gew.-%. Bei zu hohen Ca-Gehalten wächst die Wahrscheinlichkeit, dass sich nichtmetallische Einschlüsse unter Beteiligung von Calcium bilden, die den Reinheitsgrad des Stahles und auch seine Zähigkeit verschlechtern. Aus diesem Grund sollte eine Obergrenze des Ca-Gehalts von höchstens 0,005 Gew.-%, vorzugsweise höchstens 0,005 Gew.-%, insbesondere höchstens 0,002 Gew.-%, bevorzugt maximal 0,001 Gew.-% eingehalten werden.

[0050] Wolfram ("W") kann optional in Gehalten von 0,001 - 1,0 Gew.-% zur Verlangsamung der Ferritbildung hinzulegiert werden. Ein positiver Effekt auf die Härtebarkeit ergibt sich bereits bei W-Gehalten von mindestens 0,001 Gew.-%. Aus Kostengründen wird maximal 1,0 Gew.-% Wolfram hinzulegiert.

[0051] Bei bevorzugten Weiterbildungen beträgt die Summe des Mn-Gehaltes und des Cr-Gehaltes ("Mn+Cr") mehr als 0,7 Gew.-%, insbesondere mehr als 0,8 Gew.-%, bevorzugt mehr als 1,1 Gew.-%. Unterhalb einer Mindestsumme beider Elemente geht deren notwendige umwandlungshemmende Wirkung verloren. Unabhängig davon beträgt die Summe des Mn-Gehaltes und des Cr-Gehaltes weniger als 3,5 Gew.-%, bevorzugt weniger als 2,5 Gew.-%, insbesondere weniger als 2,0 Gew.-%, besonders bevorzugt weniger als 1,5 Gew.-%. Die oberen Grenzwerte beider Elemente entstehen durch die Sicherstellung der Beschichtungssperformance und zur Gewährleistung ausreichenden Schweißverhaltens.

[0052] Die vorstehenden Erläuterungen zu Elementgehalten und deren bevorzugten Grenzen gelten entsprechend für das im folgenden beschriebene Verfahren zum Herstellen eines Stahlflachproduktes, für das Blechformteil und für das Verfahren zur Herstellung eines Blechformteiles.

[0053] Das Stahlflachprodukt umfasst bevorzugt einen Korrosionsschutzüberzug, um das Stahlsubstrat beim Warmumformen und bei der Verwendung des erzeugten Stahlbauteils vor Oxidation und Korrosion zu schützen.

[0054] Bei einer speziellen Ausführungsform umfasst das Stahlflachprodukt bevorzugt einen Korrosionsschutzüberzug auf Aluminium-Basis. Dabei kann der Korrosionsschutzüberzug einseitig oder beidseitig auf dem Stahlflachprodukt aufgebracht sein. Als die beiden Seiten des Stahlflachproduktes werden die beiden sich gegenüberliegenden großen Flächen des Stahlflachproduktes bezeichnet. Die schmalen Flächen werden als Kanten bezeichnet.

[0055] Ein solcher Korrosionsschutzüberzug wird bevorzugt durch Schmelztauchbeschichten des Stahlflachproduktes erzeugt. Dabei wird das Stahlflachprodukt durch eine flüssige Schmelze geführt, die aus 0,1 - 15 Gew.-% Si, bevorzugt mehr als 1,0 Gew.-% Si, optional 2-4 Gew.-% Fe, optional bis zu 5 Gew.-% Alkali- oder Erdalkalimetalle, bevorzugt bis zu 1,0% Gew.-% Alkali- oder Erdalkalimetalle, und optional bis zu 15 % Gew.-% Zn, bevorzugt bis zu 10 Gew.-% Zn und optionalen weiteren Bestandteilen, deren Gehalte in Summe auf höchstens 2,0 Gew.-% beschränkt sind, und als Rest Aluminium besteht.

[0056] Bei einer bevorzugten Variante beträgt der Si-Gehalt der Schmelze 1,0 - 3,5 Gew.-% oder 5-15 Gew.-%, bevorzugt 7 - 12 Gew.-%, insbesondere 8-10 Gew.-%.

[0057] Bei einer bevorzugten Variante umfasst der optionale Gehalt an Alkali- oder Erdalkalimetallen in der Schmelze 0,1 - 1,0 Gew.-% Mg, insbesondere 0,1 - 0,7 Gew.-% Mg, bevorzugt 0,1 - 0,5 Gew.-% Mg. Weiterhin kann der optionale Gehalt an Alkali- oder Erdalkalimetallen in der Schmelze insbesondere mindestens 0,0015 Gew.-% Ca, insbesondere mindestens 0,01 Gew.-% Ca, umfassen.

[0058] Beim Schmelztauchbeschichten diffundiert Eisen aus dem Stahlsubstrat in den flüssigen Überzug, so dass der Korrosionsschutzüberzug des Stahlflachproduktes beim Erstarren insbesondere eine Legierungsschicht und eine Al-

Basisschicht aufweist.

[0059] Die Legierungsschicht liegt auf dem Stahlsubstrat auf und grenzt unmittelbar an dieses an. Die Legierungsschicht wird im Wesentlichen aus Aluminium und Eisen gebildet. Die übrigen Elemente aus dem Stahlsubstrat oder der Schmelzenzusammensetzung reichern sich nicht signifikant in der Legierungsschicht an. Bevorzugt besteht die Legierungsschicht 35-60 Gew.-% Fe, bevorzugt α -Eisen, optionalen weiteren Bestandteilen, deren Gehalte in Summe auf höchstens 5,0 Gew.-%, bevorzugt 2,0% beschränkt sind, und als Rest Aluminium, wobei der Al-Gehalt bevorzugt in Richtung Oberfläche ansteigt. Die optionalen weiteren Bestandteile beinhalten insbesondere die übrigen Bestandteile der Schmelze (das heißt Silizium und gegebenenfalls Alkali- oder Erdalkalimetalle, insbesondere Mg bzw. Ca) und die übrigen Anteile des Stahlsubstrates zusätzlich zu Eisen.

[0060] Die Al-Basisschicht liegt auf der Legierungsschicht und grenzt unmittelbar an diese an. Bevorzugt entspricht die Zusammensetzung der Al-Basisschicht der Zusammensetzung der Schmelze des Schmelzbades. Das heißt, sie besteht aus 0,1-15 Gew.-% Si, optional 2-4 Gew.-% Fe, optional bis zu 5,0 Gew.-% Alkali- oder Erdalkalimetalle, bevorzugt bis zu 1,0 Gew.-% Alkali- oder Erdalkalimetalle, optional bis zu 15 Gew.-% Zn, bevorzugt bis zu 10 Gew.-% Zn und optionalen weiteren Bestandteilen, deren Gehalte in Summe auf höchstens 2,0 Gew.-% beschränkt sind, und als Rest Aluminium.

[0061] Bei einer bevorzugten Variante der Al-Basisschicht umfasst der optionale Gehalt an Alkali- oder Erdalkalimetallen 0,1-1,0 Gew.-% Mg, insbesondere 0,1-0,7 Gew.-% Mg, bevorzugt 0,1-0,5 Gew.-% Mg. Weiterhin kann der optionale Gehalt an Alkali- oder Erdalkalimetallen in der Al-Basisschicht insbesondere mindestens 0,0015 Gew.-% Ca, insbesondere mindestens 0,1 Gew.-% Ca, umfassen.

[0062] Bei einer weiter bevorzugten Variante des Korrosionsschutzüberzuges ist der Si-Gehalt in der Legierungsschicht geringer als der Si-Gehalt in der Al-Basisschicht.

[0063] Der Korrosionsschutzüberzug hat bevorzugt eine Dicke von 5 bis 60 μm , insbesondere von 10 bis 40 μm . Das

Auflagengewicht des Korrosionsschutzüberzuges beträgt insbesondere $30 - 360 \frac{\text{g}}{\text{m}^2}$ bei beidseitigen Korrosionsschutzüberzügen, bzw. $15 - 180 \frac{\text{g}}{\text{m}^2}$ bei der einseitigen Variante. Bevorzugt beträgt das Auflagengewicht des

Korrosionsschutzüberzuges $100-200 \frac{\text{g}}{\text{m}^2}$ bei beidseitigen Überzügen, bzw. $50-100 \frac{\text{g}}{\text{m}^2}$ für einseitige Überzüge.

Besonders bevorzugt beträgt das Auflagengewicht des Korrosionsschutzüberzuges $120-180 \frac{\text{g}}{\text{m}^2}$ bei beidseitigen Überzügen, bzw. $60-90 \frac{\text{g}}{\text{m}^2}$ für einseitige Überzüge.

[0064] Die Dicke der Legierungsschicht ist bevorzugt kleiner als 20 μm , besonders bevorzugt kleiner 16 μm , insbesondere kleiner 12 μm , besonders bevorzugt kleiner 10 μm , bevorzugt kleiner 8 μm , insbesondere kleiner 5 μm . Die Dicke der Al-Basisschicht ergibt sich aus der Differenz der Dicken von Korrosionsschutzüberzug und Legierungsschicht. Bevorzugt beträgt die Dicke der Al-Basisschicht auch bei dünnen Korrosionsschutzüberzügen mindestens 1 μm .

[0065] Bei einer bevorzugten Variante umfasst das Stahlflachprodukt eine auf dem Korrosionsschutzüberzug angeordnete Oxidschicht. Die Oxidschicht liegt dabei insbesondere auf der Al-Basisschicht und bildet bevorzugt den äußeren Abschluss des Korrosionsschutzüberzuges.

[0066] Die Oxidschicht besteht insbesondere zu mehr als 80 Gew.-% aus Oxiden, wobei der Hauptanteil der Oxide (d.h. mehr als 50 Gew.-% der Oxide) Aluminiumoxid ist. Optional sind in der Oxidschicht zusätzlich zu Aluminiumoxid Hydroxide und / oder Magnesiumoxid alleine oder als Mischung vorhanden. Bevorzugt besteht der nicht von den Oxiden und optional vorhandenen Hydroxiden eingenommene Rest der Oxidschicht aus Silizium, Aluminium, Eisen und/oder Magnesium in metallischer Form. Für die optionale Ausführungsform mit Zink als Bestandteil der Al-Basisschicht sind auch Zinkoxidbestandteile in der Oxidschicht vorhanden.

[0067] Bevorzugt hat die Oxidschicht des Stahlflachproduktes eine Dicke, die größer ist als 50 nm. Insbesondere beträgt die Dicke der Oxidschicht maximal 500 nm.

[0068] Bei einer alternativen Ausgestaltung umfasst das Stahlflachprodukt einen Korrosionsschutzüberzug auf Zink-Basis. Dabei kann der Korrosionsschutzüberzug einseitig oder beidseitig auf dem Stahlflachprodukt aufgebracht sein. Als die beiden Seiten des Stahlflachproduktes werden die beiden sich gegenüberliegenden großen Flächen des Stahlflachproduktes bezeichnet. Die schmalen Flächen werden als Kanten bezeichnet.

[0069] Ein solcher Korrosionsschutzüberzug auf Zink-Basis umfasst bevorzugt 0,2-6,0 Gew.-% Al, 0,1-10,0 Gew.-% Mg, optional 0,1-40 Gew.-% Mangan oder Kupfer, optional 0,1-10,0 Gew.-% Cer, optional höchstens 0,2 Gew.-% weitere Elemente, unvermeidbare Verunreinigung und als Rest Zink. Insbesondere beträgt der Al-Gehalt maximal 2,0 Gew.-%, bevorzugt maximal 1,5 Gew.-%. Der Mg-Gehalt beträgt insbesondere maximal 3,0 Gew.-%, bevorzugt maximal 1,0 Gew.-%. Der Korrosionsschutzüberzug kann durch Schmelztauchbeschichten oder durch physikalische Gasphasenabscheidung oder durch elektrolytische Verfahren aufgebracht werden.

EP 4 516 955 A2

[0070] Ein weitergebildetes Stahlflachprodukt weist bevorzugt eine hohe Gleichmaßdehnung A_g von mindestens 10,0%, insbesondere mindestens 11,0 %, bevorzugt mindestens 11,5%, insbesondere mindestens 12,0% auf.

[0071] Weiterhin weist die Streckgrenze eines besonders ausgebildeten Stahlflachprodukts einen kontinuierlichen Verlauf oder nur eine geringe Ausprägung auf. Kontinuierlicher Verlauf bedeutet im Sinne der Anmeldung, dass keine ausgeprägte Streckgrenze vorliegt. Eine Streckgrenze mit kontinuierlichem Verlauf kann auch als Dehngrenze $R_{p0,2}$ bezeichnet werden. Unter einer Streckgrenze mit geringer Ausprägung wird vorliegend eine ausgeprägte Streckgrenze verstanden, bei welcher die Differenz ΔRe zwischen oberem Streckgrenzenwert ReH und unterem Streckgrenzenwert ReL höchstens 45 MPa beträgt. Es gilt:

$$\Delta Re = (ReH - ReL) \leq 45 \text{ MPa mit } ReH = \text{obere Streckgrenze in MPa und } ReL = \text{untere Streckgrenze in MPa.}$$

[0072] Eine besonders gute Alterungsbeständigkeit lässt sich bei Stahlflachprodukten erzielen, für die die Differenz ΔRe höchstens 25 MPa beträgt.

[0073] Ein speziell weitergebildetes Stahlflachprodukt weist eine Bruchdehnung A_{80} von mindestens 15 %, insbesondere mindestens 18 %, bevorzugt mindestens 19%, besonders bevorzugt mindestens 20% auf.

[0074] Das erfindungsgemäße Verfahren zur Herstellung eines Stahlflachproduktes für die Warmumformung mit einem Korrosionsschutzüberzug umfassend folgende Arbeitsschritte:

a) Zurverfügungstellen einer Bramme oder einer Dünnbramme, die aus Stahl, der neben Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen (in Gew.-%) aus

C:	0,06-0,5%,
Si:	0,05 - 0,6 %,
Mn:	0,4 - 3,0 %,
Al:	0,06 - 1,0 %,
Nb:	0,001 - 0,2 %,
Ti:	0,001 - 0,10 %,
B:	0,0005 - 0,01%,
P:	$\leq 0,03$ %,
S:	$\leq 0,02$ %,
N:	$\leq 0,02$ %,
Sn:	$\leq 0,03$ %,
As:	$\leq 0,01$ %

sowie optional einem oder mehreren der Elemente "Cr, Cu, Mo, Ni, V, Ca, W" in folgenden Gehalten

Cr:	0,01 - 1,0 %,
Cu:	0,01 - 0,2 %,
Mo:	0,002 - 0,3 %,
Ni:	0,01 - 0,5 %,
V:	0,001- 0,3%,
Ca:	0,0005 - 0,005 %,
W:	0,001 -1,00 %

besteht;

b) Durcherwärmen der Bramme oder Dünnbramme bei einer Temperatur (T_1) von 1100 - 1400 °C;

c) Optionales Vorwalzen der durcherwärmten Bramme oder Dünnbramme zu einem Zwischenprodukt mit einer Zwischenprodukttemperatur (T_2) von 1000 - 1200 °C;

d) Warmwalzen zu einem warmgewalzten Stahlflachprodukt, wobei die Endwalztemperatur (T_3) 750 - 1000 °C beträgt;

e) Optionales Haspeln des warmgewalzten Stahlflachprodukts, wobei die Haspeltemperatur (T_4) höchstens 700 °C beträgt;

f) Optionales Entzundern des warmgewalzten Stahlflachprodukts;

g) Optionales Kaltwalzen des Stahlflachprodukts, wobei der Kaltwalzgrad mindestens 30 % beträgt;

h) Glühen des Stahlflachprodukts bei einer Glühtemperatur (T_5) von 650 - 900 °C;

i) Abkühlen des Stahlflachprodukts auf eine Eintauchtemperatur (T_6), welche 650 - 800 °C, bevorzugt 670 - 800 °C beträgt;

j) Beschichten des auf die Eintauchtemperatur abgekühlten Stahlflachprodukts mit einem Korrosionsschutzüberzug durch Schmelztauchbeschichten in einem Schmelzenbad mit einer Schmelzentemperatur (T_7) 660 - 800 °C, bevorzugt 680 - 740 °C;

k) Abkühlen des beschichteten Stahlflachprodukts auf Raumtemperatur, wobei die erste Abkühldauer t_{mT} im Temperaturbereich zwischen 600 °C und 450 °C mehr als 10s, insbesondere mehr als 14s beträgt und die zweite Abkühldauer t_{nT} im Temperaturbereich zwischen 400 °C und 300 °C mehr als 8s, insbesondere mehr als 12s beträgt;

l) Optionales Dressieren des beschichteten Stahlflachprodukts.

[0075] In Arbeitsschritt a) wird ein entsprechend der erfindungsgemäß für das Stahlflachprodukt vorgegebenen Legierung zusammengesetztes Halbzeug zur Verfügung gestellt. Dies kann eine im konventionellen Brammenstrangguss oder im Dünnbrammenstrangguss erzeugte Bramme sein.

[0076] In Arbeitsschritt b) wird das Halbzeug bei einer Temperatur (T_1) von 1100 - 1400 °C durcherwärmt. Sollte das Halbzeug nach dem Vergießen abgekühlt sein, so wird das Halbzeug zum Durcherwärmen zunächst auf 1100 - 1400 °C wiedererwärmt. Die Durcherwärmungstemperatur sollte mindestens 1100 °C betragen, um eine gute Verformbarkeit für den nachfolgenden Walzprozess sicherzustellen. Die Durcherwärmungstemperatur sollte nicht mehr als 1400 °C betragen, um Anteile schmelzflüssiger Phasen im Halbzeug zu vermeiden.

[0077] Im optionalen Arbeitsschritt c) wird das Halbzeug zu einem Zwischenprodukt vorgewalzt. Dünnbrammen werden üblicherweise keiner Vorwalzung unterzogen. Dickbrammen, die zu Warmbändern ausgewalzt werden sollen, können bei Bedarf einer Vorwalzung unterzogen werden. In diesem Fall sollte die Temperatur des Zwischenprodukts (T_2) am Ende des Vorwalzens mindestens 1000 °C betragen, damit das Zwischenprodukt genügend Wärme für den nachfolgenden Arbeitsschritt des Fertigwalzens enthält. Hohe Walztemperaturen können jedoch auch ein Kornwachstum während des Walzvorgangs fördern, was sich nachteilig auf die mechanischen Eigenschaften des Stahlflachprodukts auswirkt. Um das Kornwachstum während des Walzvorgangs gering zu halten, soll die Temperatur des Zwischenprodukts am Ende des Vorwalzens nicht mehr als 1200 °C betragen.

[0078] In Arbeitsschritt d) wird die Bramme oder Dünnbramme oder, wenn Arbeitsschritt c) ausgeführt wurde, das Zwischenprodukt zu einem warmgewalzten Stahlflachprodukt gewalzt. Wurde Arbeitsschritt c) ausgeführt, so wird das Zwischenprodukt typischerweise unmittelbar nach dem Vorwalzen fertiggewalzt. Typischerweise beginnt das Fertigwalzen spätestens 90 s nach dem Ende des Vorwalzens. Die Bramme, die Dünnbramme oder, wenn Arbeitsschritt c) ausgeführt wurde, das Zwischenprodukt werden bei einer Endwalztemperatur (T_3) ausgewalzt. Die Endwalztemperatur, das heißt die Temperatur des fertig warmgewalzten Stahlflachprodukts am Ende des Warmwalzvorgangs, beträgt 750 - 1000 °C. Bei Endwalztemperaturen kleiner 750 °C nimmt die Menge an freiem Vanadium ab, da größere Mengen an Vanadiumkarbiden ausgeschieden werden. Die beim Fertigwalzen ausgeschiedenen Vanadiumkarbide sind sehr groß. Sie weisen typischerweise eine mittlere Korngröße von 30 nm oder mehr auf und werden in nachfolgenden Glühprozessen, wie sie zum Beispiel vor dem Schmelztauchbeschichten durchgeführt werden, nicht mehr aufgelöst. Die Endwalztemperatur ist auf Werte von höchstens 1000 °C begrenzt, um einer Vergröberung der Austenitkörner vorzubeugen. Außerdem sind Endwalztemperaturen von höchstens 1000 °C prozesstechnisch relevant zur Einstellung von Haspeltemperaturen (T_4) kleiner 700 °C.

[0079] Das Warmwalzen des Stahlflachprodukts kann als kontinuierliches Warmbandwalzen oder als reversierendes Walzen erfolgen. Arbeitsschritt e) sieht für den Fall des kontinuierlichen Warmbandwalzens ein optionales Haspeln des warmgewalzten Stahlflachprodukts vor. Dazu wird das Warmband nach dem Warmwalzen innerhalb von weniger als 50 s auf eine Haspeltemperatur (T_4) abgekühlt. Als Kühlmedium kann hierfür beispielsweise Wasser, Luft oder eine Kombination aus beidem verwendet werden. Die Haspeltemperatur (T_4) sollte höchstens 700 °C betragen, um die Bildung großer Vanadiumkarbide zu vermeiden. Die Haspeltemperatur ist prinzipiell nicht nach unten beschränkt. Allerdings haben sich Haspeltemperaturen von mindestens 500 °C als günstig für die Kaltwalzbarkeit erwiesen. Anschließend wird das gehaspelte Warmband in konventioneller Weise an Luft auf Raumtemperatur abgekühlt.

[0080] In Arbeitsschritt f) wird das warmgewalzte Stahlflachprodukt optional in konventioneller Weise durch Beizen oder durch eine andere geeignete Behandlung entzundert.

[0081] Das von Zunder gereinigte warmgewalzte Stahlflachprodukt kann vor der Glühbehandlung in Arbeitsschritt g) optional einem Kaltwalzen unterzogen werden, um beispielsweise höhere Anforderungen an die Dickentoleranzen des Stahlflachprodukts zu erfüllen. Der Kaltwalzgrad (KWG) sollte dabei mindestens 30 % betragen, um in das Stahlflachprodukt genügend Verformungsenergie für eine schnelle Rekristallisation einzubringen. Unter dem Kaltwalzgrad KWG wird dabei der Quotient aus der Dickenabnahme beim Kaltwalzen Δd_{KW} durch die Warmbanddicke d verstanden:

$$KWG = \Delta d_{KW}/d$$

mit Δd_{KW} = Dickenabnahme beim Kaltwalzen in mm und d = Warmbanddicke in mm, wobei sich die Dickenabnahme Δd_{KW} aus der Differenz der Dicke des Stahlflachprodukts vor dem Kaltwalzen zur Dicke des Stahlflachprodukts nach dem Kaltwalzen ergibt. Beim Stahlflachprodukt vor dem Kaltwalzen handelt es sich üblicherweise um ein Warmband der Warmbanddicke d . Das Stahlflachprodukt nach dem Kaltwalzen wird üblicherweise auch als Kaltband bezeichnet. Der

Kaltwalzgrad kann prinzipiell sehr hohe Werte von über 90 % annehmen. Allerdings haben sich Kaltwalzgrade von höchstens 80 % als günstig zur Vermeidung von Bandrissen erwiesen.

[0082] In Arbeitsschritt h) wird das Stahlflachprodukt einer Glühbehandlung bei Glühtemperaturen (T_5) von 650 - 900 °C unterzogen. Dazu wird das Stahlflachprodukt zunächst innerhalb von 10 bis 120 s auf die Glühtemperatur erwärmt und dann 30 bis 600 s bei der Glühtemperatur gehalten. Die Glühtemperatur beträgt mindestens 650 °C, bevorzugt mindestens 720 °C. Bei Glühtemperaturen oberhalb von 900 °C sind aus ökonomischen Gründen nicht wünschenswert.

[0083] In Arbeitsschritt i) wird das Stahlflachprodukt nach dem Glühen auf eine Eintauchtemperatur (T_6) abgekühlt, um es für die anschließende Beschichtungsbehandlung vorzubereiten. Die Eintauchtemperatur ist kleiner als die Glühtemperatur und wird auf die Temperatur des Schmelzbads abgestimmt. Die Eintauchtemperatur beträgt 600 - 800 °C, bevorzugt mindestens 650 °C, besonders bevorzugt mindestens 670 °C, besonders bevorzugt höchstens 700 °C. Für eine besonders homogene Grenzschichtausbildung ist es wichtig, dass genügend thermische Energie in der Grenzschicht zwischen Stahlsubstrat und Aluminiumschmelze vorliegt. Dies ist bei tieferen Temperaturen als 600 °C nicht der Fall, so dass sich unerwünschte Verbindungen bilden können, deren spätere Rückumwandlung zu Poren führen kann. Ab den bevorzugten Eintauchtemperaturen erhöht sich die Diffusionsgeschwindigkeit von Eisen in Aluminium nochmals signifikant, so dass bereits zu Beginn des Überzugsprozesses vermehrt Eisen in die noch flüssige Grenzschicht eindiffundieren kann. Die Dauer der Abkühlung des geglühten Stahlflachprodukts von der Glühtemperatur T_5 auf die Eintauchtemperatur T_6 beträgt bevorzugt 10 - 180 s. Insbesondere weicht die Eintauchtemperatur T_6 von der Temperatur des Schmelzbades T_7 um nicht mehr als 30K, insbesondere nicht mehr als 20K, bevorzugt nicht mehr als 10K ab.

[0084] Das Stahlflachprodukt wird in Arbeitsschritt j) einer Beschichtungsbehandlung unterzogen. Die Beschichtungsbehandlung erfolgt bevorzugt mittels kontinuierlichem Schmelztauchbeschichten. Die Beschichtung kann nur auf einer Seite, auf beiden Seiten oder auf allen Seiten des Stahlflachprodukts aufgebracht werden. Die Beschichtungsbehandlung erfolgt bevorzugt als Schmelztauchbeschichtungsprozess, insbesondere als kontinuierlicher Prozess. Dabei kommt das Stahlflachprodukt üblicherweise auf allen Seiten mit dem Schmelzbad in Kontakt, so dass es allseits beschichtet wird. Das Schmelzbad, das die auf das Stahlflachprodukt aufzubringende Legierung in flüssiger Form enthält, weist typischerweise eine Temperatur (T_7) von 660 - 800 °C, bevorzugt 680 - 740 °C auf. Als zum Beschichten alterungsbeständiger Stahlflachprodukte mit einem Korrosionsschutzüberzug besonders geeignet haben sich Legierungen auf Aluminiumbasis erwiesen. In einem solchen Fall enthält das Schmelzbad bis 15 Gew.-% Si bevorzugt mehr als 1,0 %, optional 2 - 4 Gew.-% Fe, optional bis zu 5 Gew.-% Alkali- oder Erdalkalimetalle, bevorzugt bis zu 1,0 Gew.-% Alkali- oder Erdalkalimetalle, und optional bis zu 15 Gew.-% Zn, insbesondere bis zu 10 Gew.-% Zn und optionalen weiteren Bestandteilen, deren Gehalte in Summe auf höchstens 2,0 Gew.-% beschränkt sind, und als Rest Aluminium. Bei einer bevorzugten Variante beträgt der Si-Gehalt der Schmelze 1,0 - 3,5 Gew.-% oder 7 - 12 Gew.-%, insbesondere 8 - 10 Gew.-%. Bei einer bevorzugten Variante umfasst der optionale Gehalt an Alkali- oder Erdalkalimetallen in der Schmelze 0,1 - 1,0 Gew.-% Mg, insbesondere 0,1 - 0,7 Gew.-% Mg, bevorzugt 0,1 - 0,5 Gew.-% Mg. Weiterhin kann der optionale Gehalt an Alkali- oder Erdalkalimetallen in der Schmelze insbesondere mindestens 0,0015 Gew.-% Ca, insbesondere mindestens 0,01 Gew.-% Ca, umfassen.

[0085] Nach der Beschichtungsbehandlung wird das beschichtete Stahlflachprodukt in Arbeitsschritt k) auf Raumtemperatur abgekühlt. Dabei beträgt eine erste Abkühldauer t_{mT} im Temperaturbereich zwischen 600 °C und 450 °C (mittlerer Temperaturbereich mT) mehr als 5s, bevorzugt mehr als 10s, insbesondere mehr als 14s beträgt und eine zweite Abkühldauer t_{nT} im Temperaturbereich zwischen 400 °C und 300 °C (niedriger Temperaturbereich nT) mehr als 4s, bevorzugt mehr als 8s, insbesondere mehr als 12s.

[0086] Dabei kann die erste Abkühldauer t_{mT} im Temperaturbereich zwischen 600 °C und 450 °C (mittlerer Temperaturbereich mT) realisiert sein durch ein langsames, kontinuierliches Abkühlen oder auch durch ein Halten bei einer Temperatur für eine gewisse Zeit in diesem Temperaturbereich. Möglich ist sogar ein Zwischenheizen. Wichtig ist lediglich, dass das Stahlflachprodukt mindestens für eine Zeitdauer Abkühldauer t_{mT} im Temperaturbereich zwischen 600 °C und 450 °C bleibt. In diesem Temperaturbereich liegt zum einen eine signifikante Diffusionsgeschwindigkeit von Eisen in Aluminium vor und zum anderen ist die Diffusion von Aluminium in Stahl gehemmt, da die Temperatur unter der halben Schmelztemperatur von Stahl liegt. Dies ermöglicht eine Diffusion von Eisen in den Korrosionsschutzüberzug ohne starke Diffusion von Aluminium in das Stahlsubstrat.

[0087] Die Diffusion von Eisen in den Korrosionsschutzüberzug hat gleich mehrere Vorteile:

Zum einen wird das Aufschmelzen des Korrosionsschutzüberzugs beim Austenitisieren vor dem Presshärten verzögert. Zum anderem kommt es zu einer Homogenisierung der Wärmeausdehnungskoeffizienten von Korrosionsschutzüberzug und Substrat. Das heißt der Übergangsbereich zwischen Wärmeausdehnungskoeffizient Substrat und Oberfläche wird breiter, was die thermischen Spannungen beim Wiederaufheizen reduziert.

[0088] Gleichzeitig hätte das Eindiffundieren von Aluminium in das Stahlsubstrat erhebliche Nachteile: Durch die sehr hohe Affinität von Aluminium zu Stickstoff kann ein hoher Aluminium-Gehalt dazu führen, dass sich Stickstoff aus feinen Ausscheidungen, wie Niobkarbonitriden oder Titankarbonitriden löst und sich stattdessen grobe Ausscheidungen, wie Aluminiumnitride, bevorzugt auf den Korngrenzen bilden. Diese würden die Crashperformance verschlechtern, wie auch den Biegewinkel verringern. Außerdem destabilisiert dies die feinen Ausscheidungen (z.B. die Nbhaltigen Ausscheidungen) im obersten Substratbereich, welche wichtig für viele bevorzugte Eigenschaften sind. Weiterhin würde die inhomogene

gene Diffusionsgeschwindigkeit von Aluminium im Stahlsubstrat in Ferrit gegenüber Perlit/Bainit/Martensit zu einer ungleichmäßigen Verteilung von Al in der Randschicht des Stahlsubstrats führen. Dies sollte ebenfalls zur Verbesserung der Crash- und Biegeperformance verhindert werden. Diese Nachteile des Eindiffundierens von Aluminium in das Stahlsubstrat werden durch Hemmung daher reduziert oder vermieden.

[0089] Durch die bevorzugte erste Abkühldauer t_{mT} (14s) nimmt die Eisenkonzentration in der Übergangsgrenzschicht soweit zu, dass sich dadurch die Aktivität von Aluminium im Überzug direkt an der Substratgrenze weiter verringert. Dies führt dann zu einer noch weiter verringerten Aluminiumpaufnahme ins Substrat bei der Austenitisierung vor dem Presshärten mit den damit verbundenen oben beschriebenen Vorteilen.

[0090] Die zweite Abkühldauer t_{nT} im Temperaturbereich zwischen 400 °C und 300 °C (niedriger Temperaturbereich nT) kann ebenfalls realisiert sein durch ein langsames, kontinuierliches Abkühlen oder auch durch ein Halten bei einer Temperatur für eine gewisse Zeit in diesem Temperaturbereich. Möglich ist sogar ein Zwischenheizen. Wichtig ist lediglich, dass das Stahlflachprodukt mindestens für eine Zeitdauer Abkühldauer t_{nT} im Temperaturbereich zwischen 400 °C und 300 °C bleibt.

[0091] In diesem Temperaturbereich besteht noch eine gewisse Diffusionsgeschwindigkeit von Kohlenstoff im Stahlsubstrat, während die thermodynamische Löslichkeit sehr gering ist. Somit diffundiert Kohlenstoff zu Gitterstörungen und sammelt sich dort, z.B. zu gelösten Nb-Atomen. Diese weiten durch ihr deutlich höheres Atomvolumen das Atomgitter auf und vergrößern somit die Tetraeder und Oktaederlücken im Atomgitter, so dass die lokale Löslichkeit von C erhöht ist. Dadurch ergeben sich Cluster von C und Nb, welche sich dann im Austenitisierungsschritt der Warmumformung zu sehr feinen Ausscheidungen umwandeln und zu einem verfeinerten Austenitgefüge und damit auch Härtingsgefüge, sowie einer Reduktion des freien Wasserstoffgehalts führen.

[0092] Bei der bevorzugten Haltezeit von mehr als 12s bilden sich zudem sehr feine Eisenkarbide (sogenannte Übergangskarbide), welche sich beim Austenitisieren wiederum sehr schnell auflösen und zu zusätzlichen Austenitkeimen und somit einem noch feineren Austenitgefüge und damit auch Härtingsgefüge führen.

[0093] Das beschichtete Stahlflachprodukt kann optional einem Dressieren mit einem Dressiergrad von bis zu 2% unterzogen werden, um die Oberflächenrauheit des Stahlflachprodukts zu verbessern.

[0094] Die Erfindung betrifft weiterhin ein Blechformteil geformt aus einem Stahlflachprodukt umfassend ein zuvor erläutertes Stahlsubstrat und einen Korrosionsschutzüberzug. Der Korrosionsschutzüberzug hat den Vorteil, dass er Zunderbildung verhindert während der Austenitisierung beim Warmumformen. Weiterhin schützt ein solcher Korrosionsschutzüberzug das geformte Blechformteil gegen Korrosion.

[0095] Bei einer speziellen Ausführungsform umfasst das Blechformteil bevorzugt einen Korrosionsschutzüberzug auf Aluminium-Basis. Bevorzugt umfasst der Korrosionsschutzüberzug des Blechformteils eine Legierungsschicht und eine Al-Basissschicht. Beim Blechformteil wird die Legierungsschicht auch häufig als Interdiffusionsschicht bezeichnet.

[0096] Die Dicke des Korrosionsschutzüberzuges beträgt bevorzugt mindestens 10 µm, besonders bevorzugt mindestens 20 µm, insbesondere mindestens 30 µm.

[0097] Die Dicke der Legierungsschicht ist bevorzugt kleiner als 30 µm, besonders bevorzugt kleiner 20 µm, insbesondere kleiner 16 µm, besonders bevorzugt kleiner 12 µm. Die Dicke der Al-Basissschicht ergibt sich aus der Differenz der Dicken von Korrosionsschutzüberzug und Legierungsschicht.

[0098] Die Legierungsschicht liegt dabei auf dem Stahlsubstrat auf und grenzt unmittelbar an dieses an. Bevorzugt besteht die Legierungsschicht des Blechformteils aus 35 - 90 Gew.-% Fe, 0,1 - 10 Gew.-% Si, optional bis zu 0,5 Gew.-% Mg und optionalen weiteren Bestandteilen, deren Gehalte in Summe auf höchstens 2,0 Gew.-% beschränkt sind, und als Rest Aluminium. Durch das weitere Eindiffundieren von Eisen in die Legierungsschicht sind die Anteile von Si und Mg entsprechend niedriger als ihr jeweiliger Anteil in der Schmelze des Schmelzbades.

[0099] Die Legierungsschicht hat bevorzugt ein ferritisches Gefüge.

[0100] Die Al-Basissschicht des Blechformteils liegt auf der Legierungsschicht des Stahlbauteils und grenzt unmittelbar an diese an. Bevorzugt besteht die Al-Basissschicht des Stahlbauteils aus 35 - 55 Gew.-% Fe, 0,4 - 10 Gew.-% Si, optional bis zu 0,5 Gew.-% Mg und optionalen weiteren Bestandteilen, deren Gehalte in Summe auf höchstens 2,0 Gew.-% beschränkt sind, und als Rest Aluminium.

[0101] Die Al-Basissschicht kann eine homogene Elementverteilung aufweisen, bei der die lokalen Elementgehalte um nicht mehr als 10 % variieren. Bevorzugte Varianten der Al-Basissschicht weisen dagegen siliziumarme Phasen und siliziumreiche Phasen auf. Siliziumarme Phasen sind dabei Gebiete, deren mittlerer Si-Gehalt mindestens 20 % weniger beträgt als der mittlere Si-Gehalt der Al-Basissschicht. Siliziumreiche Phasen sind dabei Gebiete, deren mittlerer Si-Gehalt mindestens 20 % mehr beträgt als der mittlere Si-Gehalt der Al-Basissschicht.

[0102] Bei einer bevorzugten Variante sind die siliziumreichen Phasen innerhalb der siliziumarmen Phase angeordnet. Insbesondere bilden die siliziumreichen Phasen mindestens eine 40 % durchgehende Schicht, die von siliziumarmen Gebieten begrenzt ist. Bei einer alternativen Ausführungsvariante sind die siliziumreichen Phasen inselförmig in der siliziumarmen Phase angeordnet.

[0103] Unter "inselförmig" wird im Sinne dieser Anmeldung eine Anordnung verstanden, bei der diskrete unzusammenhängende Bereiche von einem anderen Material umschlossen werden - es sich also "Inseln" eines bestimmten

Materials in einem anderen Material befinden.

[0104] Bei einer bevorzugten Variante umfasst das Stahlbauteil eine auf dem Korrosionsschutzüberzug angeordnete Oxidschicht. Die Oxidschicht liegt dabei insbesondere auf der Al-Basissschicht und bildet bevorzugt den äußeren Abschluss des Korrosionsschutzüberzuges.

[0105] Die Oxidschicht des Stahlbauteils besteht insbesondere zu mehr als 80 Gew.-% aus Oxiden, wobei der Hauptanteil der Oxide (d.h. mehr als 50 Gew.-% der Oxide) Aluminiumoxid ist. Optional sind in der Oxidschicht zusätzlich zu Aluminiumoxid Hydroxide und / oder Magnesiumoxid alleine oder als Mischung vorhanden. Bevorzugt besteht der nicht von den Oxiden und optional vorhandenen Hydroxiden eingenommene Rest der Oxidschicht aus Silizium, Aluminium, Eisen und/oder Magnesium in metallischer Form.

[0106] Die Oxidschicht hat bevorzugt eine Dicke von mindestens 50 nm, insbesondere von mindestens 100 nm. Weiterhin beträgt die Dicke maximal 4 µm, insbesondere maximal 2 µm.

[0107] Bei einer speziellen Ausgestaltung umfasst das Blechformteil einen Korrosionsschutzüberzug auf Zink-Basis.

[0108] Ein solcher Korrosionsschutzüberzug auf Zink-Basis umfasst bevorzugt bis zu 80 Gew.-% Fe, 0,2 - 6,0 Gew.-% Al, 0,1 - 10,0 Gew.-% Mg, optional 0,1 - 40 Gew.-% Mangan oder Kupfer, optional 0,1 - 10,0 Gew.-% Cer, optional höchstens 0,2 Gew.-% weitere Elemente, unvermeidbare Verunreinigungen und als Rest Zink. Insbesondere beträgt der Al-Gehalt maximal 2,0 Gew.-%, bevorzugt maximal 1,5 Gew.-%. Der Fe-Gehalt, der durch Eindiffundieren zustande kommt, beträgt bevorzugt mehr als 20 Gew.-%, insbesondere mehr als 30 Gew.-%. Zudem beträgt der Fe-Gehalt insbesondere maximal 70 Gew.-%, insbesondere maximal 60 Gew.-%. Der Mg-Gehalt beträgt insbesondere maximal 3,0 Gew.-%, bevorzugt maximal 1,0 Gew.-%. Der Korrosionsschutzüberzug kann durch Schmelztauchbeschichten oder durch physikalische Gasphasenabscheidung oder durch elektrolytische Verfahren aufgebracht werden.

[0109] Bei einer speziellen Weiterbildung weist das Stahlsubstrat des Blechformteils ein Gefüge mit zumindest teilweise mehr als 80 % Martensit und/oder unterem Bainit, bevorzugt zumindest teilweise mehr als 90 % Martensit und/oder unterem Bainit, insbesondere zumindest teilweise mehr als 95 %, besonders bevorzugt zumindest teilweise mehr als 98 % auf. Bei einer bevorzugten Weiterbildung weist das Stahlsubstrat des Blechformteils ein Gefüge mit zumindest teilweise mehr als 80 % Martensit, bevorzugt zumindest teilweise mehr als 90 % Martensit, insbesondere zumindest teilweise mehr als 95 %, besonders bevorzugt zumindest teilweise mehr als 98 % auf. Unter "teilweise aufweisen" ist in diesem Zusammenhang zu verstehen, dass es Bereiche des Blechformteils gibt, die das genannte Gefüge aufweisen. Zusätzlich kann es auch Bereiche des Blechformteils geben, die ein anderes Gefüge aufweisen. Das Blechformteil weist also abschnittsweise oder bereichsweise das genannte Gefüge auf.

[0110] Durch den hohen Martensitgehalt lassen sich sehr hohe Zugfestigkeiten und Streckgrenzen erreichen.

[0111] Bei einer alternativen Weiterbildung weist das Stahlsubstrat des Blechformteils ein Gefüge mit einem Ferritanteil von mehr als 5 %, bevorzugt mehr als 10 %, insbesondere mehr als 20 % auf. Weiterhin beträgt der Ferritanteil bevorzugt weniger als 85 %, insbesondere weniger als 70 %. Der Martensitgehalt beträgt weniger als 80 %, insbesondere weniger als 50 %. Zusätzlich kann das Gefüge optional Bainit und/oder Perlit enthalten. Das genaue Verhältnis der Gefügebestandteile hängt von der Höhe des C-Gehaltes und des Mn-Gehaltes sowie von den Abkühlbedingungen beim Umformen ab. Das so gestaltete Gefüge hat eine höhere Duktilität und führt daher zu einem verbesserten Umformverhalten. So weist ein entsprechendes Blechformteil bevorzugt eine Bruchdehnung A80 in einem Bereich von 8 % bis 25 %, bevorzugt zwischen 10 % und 22 %, insbesondere zwischen 12 % und 20 % auf.

[0112] In einer bevorzugten Ausführungsform weisen die ehemaligen Austenitkörner des Martensits einen mittleren Korndurchmesser auf, der kleiner ist als 14 µm, insbesondere kleiner als 12 µm, bevorzugt kleiner als 10 µm. Durch das feine Gefüge ist dieses homogener. Es ergibt sich eine Verbesserung der mechanischen Eigenschaften, insbesondere eine geringere Rissempfindlichkeit und damit verbesserte Biegeeigenschaften und eine höhere Bruchdehnung.

[0113] Das Blechformteil weist in einer weitergebildeten Variante zumindest teilweise eine Streckgrenze von mindestens 950 MPa, insbesondere mindestens 1100 MPa, insbesondere mindestens 1200 MPa, bevorzugt mindestens 1500 MPa, bevorzugt mindestens 1400 MPa insbesondere mindestens 1500 MPa.

[0114] Bei einer weitergebildeten Variante weist das Blechformteil zumindest teilweise eine Zugfestigkeit von mindestens 1000 MPa, insbesondere mindestens 1100 MPa, bevorzugt mindestens 1500 MPa, bevorzugt mindestens 1400 MPa, insbesondere mindestens 1600 MPa, bevorzugt mindestens 1700 MPa, insbesondere mindestens 1800 MPa auf.

[0115] Insbesondere weist das Blechformteil zumindest teilweise eine Bruchdehnung A80 von mindestens 3,5 %, insbesondere mindestens 4 %, insbesondere mindestens 4,5 %, bevorzugt mindestens 5 %, besonders bevorzugt mindestens 6 % auf.

[0116] Zudem kann das Blechformteil bei einer bevorzugten Variante zumindest teilweise einen Biegewinkel von mindestens 30°, insbesondere mindestens 40°, insbesondere mindestens 45° bevorzugt mindestens 50° aufweisen. Unter dem Biegewinkel ist hier der um die Blechdicke korrigierte Biegewinkel zu verstehen. Der korrigierte Biegewinkel ergibt sich aus dem ermittelten Biegewinkel im Kraftmaximum (gemessen nach VDA-Norm 238-100) (auch als maximaler Biegewinkel bezeichnet) aus der Formel

$$\text{Biegewinkel}_{\text{koriigiert}} = \text{Biegewinkel}_{\text{ermittel}} \cdot \sqrt{\text{Blechdicke}}$$

wobei die Blechdicke in mm in die Formel einzusetzen ist. Dies gilt für Blechdicken größer 1,0 mm. Bei Blechdicken kleiner 1,0 mm entspricht der korrigierte Biegewinkel dem ermittelten Biegewinkel.

[0117] Unter "teilweise aufweisen" ist in diesem Zusammenhang zu verstehen, dass es Bereiche des Blechformteils gibt, die die genannte mechanische Eigenschaft aufweisen. Zusätzlich kann es auch Bereiche des Blechformteils geben, deren mechanische Eigenschaft unterhalb des Grenzwertes liegt. Das Blechformteil weist also abschnittsweise oder bereichsweise die genannte mechanische Eigenschaft auf. Dies liegt daran, dass unterschiedliche Bereiche des Blechformteils unterschiedliche Wärmebehandlungen erfahren können. Beispielsweise können einzelne Bereiche schneller abgekühlt werden als andere, wodurch sich in den schneller abgekühlten Bereichen beispielsweise mehr Martensit bildet. Daher stellen sich auch unterschiedliche mechanische Eigenschaften in den verschiedenen Bereichen ein.

[0118] Die genannten mechanischen Kennzahlen haben sich als besonders vorteilhaft erwiesen, um den Einsatz in einem Automobil mit guter Crashperformance zu gewährleisten.

[0119] Bei einer speziellen Weiterbildung weist das Blechformteil feine Ausscheidungen im Gefüge, insbesondere in Form von Niobkarbonitriden und/oder Titankarbonitriden, auf.

[0120] Unter feinen Ausscheidungen werden im Sinne dieser Anmeldung alle Ausscheidungen mit einem Durchmesser kleiner als 30 nm bezeichnet. Die übrigen Ausscheidungen werden als grobe Ausscheidungen bezeichnet.

[0121] Bei einer bevorzugten Ausgestaltung beträgt der mittlere Durchmesser der feinen Ausscheidungen maximal 11 nm, bevorzugt maximal 10 nm, insbesondere maximal 8 nm, bevorzugt maximal 6 nm.

[0122] Bei einer weiteren bevorzugten Ausgestaltung weist das Blechformteil weitgehend feine Ausscheidungen im Gefüge auf. Im Sinne dieser Anmeldung ist unter weitgehend feinen Ausscheidungen zu verstehen, dass mehr als 80 %, bevorzugt mehr als 90 %, aller Ausscheidungen feine Ausscheidungen sind. Das heißt, dass mehr als 80 %, bevorzugt mehr als 90 %, aller Ausscheidungen einen Durchmesser haben, der kleiner ist als 30 nm.

[0123] Die feinen Ausscheidungen bedingen ein besonders feines Gefüge mit kleinen Korndurchmessern. Durch das feine Gefüge ist dieses homogener. Es ergibt sich eine Verbesserung der mechanischen Eigenschaften, insbesondere eine geringere Rissempfindlichkeit und damit verbesserte Biegeeigenschaften und eine höhere Bruchdehnung. Hierdurch stellt sich auch eine bessere Zähigkeit mit ausgeprägterem Brucheinschürverhalten ein.

[0124] Die realen mechanischen Kennwerte des Blechformteils werden ermittelt, indem das Blechformteil zunächst kathodisch mit Tauchlack beschichtet wird oder einer anlogenen Wärmebehandlung unterzogen wird. Kathodische Tauchlackierungen werden im Regelfall für entsprechende Bauteile in der Automobilindustrie durchgeführt. Bei einer kathodischen Tauchlackierung werden die Bauteile zunächst in einer wässrigen Lösung beschichtet. Diese Beschichtung wird anschließend bei einer Wärmebehandlung eingebrannt. Dabei werden die Blechformteile auf 170°C erwärmt und bei dieser Temperatur für 20 Minuten gehalten. Anschließend werden die Bauteile an Umgebungsluft auf Raumtemperatur abgekühlt. Da diese Wärmebehandlung Einfluss auf die mechanischen Kenngrößen haben kann, sind im Sinne dieser Anmeldung die mechanischen Kenngrößen (Streckgrenze, Zugfestigkeit, Streckgrenzenverhältnis, Bruchdehnung A80, Biegewinkel, Vickershärte) so zu verstehen, dass sie an einem Bauteil mit einer kathodischen Tauchlackierung vorliegen oder an einem Bauteil, das nach der Umformung, einer Wärmebehandlung unterzogen wurde, die analog zu einer kathodischen Tauchlackierung ist. In der Praxis variiert die Wärmebehandlung der kathodischen Tauchlackierung geringfügig. Üblich sind Temperaturen von 165°C-180°C und Haltezeiten von 12 - 30 Minuten. Die Änderung der mechanischen Kenngrößen aufgrund dieser Variationen (165°C-180°C; 12 - 30 Minuten) sind jedoch vernachlässigbar.

[0125] In einer bevorzugten Variante umfasst das Blechformteil eine kathodische Tauchlackierung.

[0126] Bei einer besonders bevorzugten Ausführungsvariante des Blechformteils beträgt das elektrochemische Potential der Oberfläche des Blechformteils in einem korrosiv wirkenden Medium mindestens -0,50 V. Das elektrochemische Potential ist also -0,50 V oder größer, das heißt positiver.

[0127] Das elektrochemische Potential wird dabei gemäß DIN-Norm "DIN 50918 (2018.09) ("Ruhepotenzialmessung an homogenen Mischelektroden") bestimmt. Insoweit Absolut- anstelle Differenzwerte für das elektrochemische Potential angegeben werden, ist damit der Bezug zur Normwasserstoffelektrode gemeint. Als korrosives Medium kommt bei der Messung eine wässrige, 5 %-NaCl-Lösung mit einem pH-Wert von 7 zum Einsatz, die typische Korrosionsbedingungen im Automobilbereich repräsentiert. Mit anderen Worten beträgt das elektrochemische Potential der Oberfläche des Blechformteils in einer wässrigen 5 %-NaCl-Lösung mit einem pH-Wert von 7 mindestens -0,50 V.

[0128] Bevorzugt beträgt das elektrochemische Potential mindestens -0,45 V, besonders bevorzugt mindestens -0,40 V, insbesondere mindestens -0,39 V, besonders bevorzugt mindestens -0,38 V, insbesondere mindestens -0,36 V, bevorzugt mindestens -0,34 V. Weiterhin bevorzugt beträgt das elektrochemische Potential maximal -0,1V, bevorzugt maximal -0,20V, insbesondere -0,25V, bevorzugt maximal -0,50 V.

[0129] Ein größeres, das heißt positiveres, elektrochemisches Potential hat den Vorteil, dass das Blechformteil eine geringere Korrosionsneigung aufweist. Überraschenderweise hat sich gezeigt, dass der höhere Nb-Gehalt im Stahl-

substrat zu einer Verschiebung des elektrochemischen Potentials zu einem positiveren (d.h. edleren) Potential führt. Das Potential ist typischerweise etwa 100 - 150 mV höher als bei einem Vergleichssubstrat mit niedrigerem Nb-Gehalt.

[0130] Eine weitergebildete Variante des Blechformteils zeichnet sich dadurch aus, dass der Korrosionsschutzüberzug ein Korrosionsschutzüberzug auf Aluminium-Basis ist und das Blechformteil eine Legierungsschicht und eine Al-Basis-schicht umfasst. Zudem ist im Querschliff der Legierungsschicht auf einer Messlänge von 500 μm die mit Poren besetzte Fläche in der Legierungsschicht kleiner 250 μm^2 , bevorzugt kleiner 200 μm^2 , insbesondere kleiner als 180 μm^2 , besonders bevorzugt weniger 100 μm^2 , insbesondere weniger als 75 μm^2 .

[0131] Bei Poren handelt es sich um Hohlräume, die aus verschiedenen Gründen innerhalb der Legierungsschicht entstehen könnten. Ein Mechanismus ist die Bildung Eisen-Aluminidverbindungen mit höherer Dichte über eine mehrstufige Phasentransformation ($\text{Fe}_2\text{Al}_5 \rightarrow \text{Fe}_2\text{Al} \rightarrow \text{FeAl} \rightarrow \text{Fe}_3\text{Al}$) gebildet. Die Ausbildung von solchen dichteren Phasen ist mit einem höheren Aluminiumverbrauch als bei weniger dichten Phasen verbunden. Dieser lokal höhere Aluminiumverbrauch führt zur Entstehung von Poren (Leerstellen) in der erhaltenen Phase. Bevorzugt bilden sich diese Poren in der Legierungsschicht im Übergangsbereich zwischen Stahlsubstrat und Korrosionsschutzüberzug, wo der Anteil des zur Verfügung stehenden Aluminiums stark durch den Aluminium-Gehalt des Stahlsubstrates geprägt ist. Es kann insbesondere zu einer Ansammlung von Poren in Form eines Bandes in der Legierungsschicht im Übergangsbereich, das heißt im substratnahen Drittel der Legierungsschicht, kommen.

[0132] Durch die Reduzierung der Porenfläche können vielfältige Probleme reduziert oder verhindert werden:

- Durch die Poren ist die mechanische Integrität in diesem Bereich reduziert. Es kann schneller zu Schichtablösung bei korrosiver Beanspruchung. Zudem reduziert sich die übertragbare Kraft an der Verbindungsstelle zweier Bauteile nach Verkleben oder Verschweißen. Mit der erfindungsgemäß erzielten Verminderung der Anzahl an Poren ist dagegen beim Verkleben die Fläche, über die die Kräfte der Klebeverbindung übertragen werden, um über 60 % erhöht. Folglich ist damit das Risiko eines Delaminationsbruchs entsprechend reduziert.
- Die Poren führen zu veränderten Strombahnen im Material beim Widerstandpunktschweißen, die die Schweiß-eignung negativ beeinflussen und so den Schweißbereich reduzieren. Durch die Verminderung der Poren kann somit ein erhöhter Schweißbereich und damit eine stabile Weiterverarbeitung des Blechbauteils ermöglicht werden.
- Bereits die Poren selbst erleichtern die Risseinleitung und Rissausbreitung beim statischen und dynamischen Biegen. Durch die Verminderung der Porenfläche lässt sich folglich ein höherer Biegewinkel realisieren.

[0133] Bei einer speziellen Ausgestaltung beträgt der Anteil der von Poren besetzten Fläche in der Legierungsschicht mit einem Durchmesser größer oder gleich 0,1 μm weniger als 10 %, insbesondere weniger als 5 %, bevorzugt weniger als 3 % beträgt. Kleinere Poren wirken sich deutlich weniger auf die erläuterte Reduzierung der mechanischen Integrität aus. Daher ist eine besonders feinporige Legierungsschicht bevorzugt.

[0134] In einer besonders bevorzugten Ausgestaltung beträgt der Schweißbereich mindestens 0,9 kA, bevorzugt mindestens als 1,0 kA, besonders bevorzugt mindestens als 1,1 kA, insbesondere mindestens 1,2 kA. Der Schweißbereich wird dabei nach SEP 1220-2 bestimmt. Insbesondere beträgt der Schweißbereich maximal 1,6 kA, insbesondere maximal 1,4 kA. Die genannten Bereiche ermöglichen eine besonders stabile Weiterverarbeitung der Blechformteile.

[0135] In einer speziellen Ausgestaltung ist der Nb-Anteil in der Legierungsschicht größer als 0,010 Gew.-%, bevorzugt größer 0,015 Gew.-%, insbesondere größer 0,018 Gew.-%.

[0136] Bei dem erfindungsgemäßen Blechformteil handelt es sich bevorzugt um ein Bauteil für ein Landfahrzeug, Seefahrzeug oder Luftfahrzeug. Besonders bevorzugt handelt es sich um ein Automobilteil, insbesondere um ein Karosserieteil. Bevorzugt ist das Bauteil eine B-Säule, Längsträger, A-Säule, Schweller oder Querträger.

[0137] Beim erfindungsgemäßen Verfahren zum Herstellen eines in der voranstehend erläuterten Weise beschaffenen erfindungsgemäßen Blechformteils werden mindestens folgende Arbeitsschritte durchlaufen:

a) Bereitstellen eines Blechzuschnitts aus einem Stahlflachprodukt umfassend ein Stahlsubstrat aus Stahl, der neben Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen (in Gew.-%) aus

C:	0,06 - 0,5 %,
Si:	0,05 - 0,6 %,
Mn:	0,4 - 3,0 %,
Al:	0,06 - 1,0 %,
Nb:	0,001 - 0,2 %,
Ti:	0,001 - 0,10 %,
B:	0,0005 - 0,01 %,
P:	$\leq 0,03$ %,
S:	$\leq 0,02$ %,
N:	$\leq 0,02$ %,

EP 4 516 955 A2

(fortgesetzt)

Sn: $\leq 0,03 \%$
As: $\leq 0,01 \%$

sowie optional einem oder mehreren der Elemente "Cr, Cu, Mo, Ni, V, Ca, W" in folgenden Gehalten

Cr: 0,01 - 1,0%,
Cu: 0,01 - 0,2 %,
Mo: 0,002 - 0,3 %,
Ni: 0,01 - 0,5 %
V: 0,001 - 0,3 %
Ca: 0,0005 - 0,005 %
W: 0,001 - 1,00 %

besteht;

a) Erwärmen des Blechzuschnitts derart, dass zumindest teilweise die AC3 Temperatur des Zuschnitts überschritten ist und die Temperatur T_{Einlg} des Zuschnitts beim Einlegen in ein für ein Warmpressformen vorgesehenes Umformwerkzeug (Arbeitsschritt c)) zumindest teilweise eine Temperatur oberhalb von $Ms+100^{\circ}\text{C}$, insbesondere oberhalb von $Ms+300^{\circ}\text{C}$, aufweist, wobei Ms die der Martensitstarttemperatur bezeichnet.

b) Einlegen des erwärmten Blechzuschnitts in ein Umformwerkzeug, wobei die für das Entnehmen aus der Erwärmungseinrichtung und das Einlegen des Zuschnitts benötigte Transferdauer t_{Trans} höchstens 20 s, bevorzugt höchstens 15 s, beträgt;

c) Warmpressformen des Blechzuschnitts zu dem Blechformteil, wobei der Zuschnitt im Zuge des Warmpressformens über eine Dauer t_{WZ} von mehr als 1 s mit einer zumindest teilweise mehr als 30 K/s betragenden Abkühlgeschwindigkeit r_{WZ} auf die Zieltemperatur T_{Ziel} abgekühlt und optional dort gehalten wird;

d) Entnehmen des auf Zieltemperatur abgekühlten Blechformteils aus dem Werkzeug;

[0138] Beim erfindungsgemäßen Verfahren wird somit ein Zuschnitt, der aus einem entsprechend den voranstehenden Erläuterungen in geeigneter Weise zusammengesetzten Stahl besteht, bereitgestellt (Arbeitsschritt a)), der dann in an sich bekannter Weise so erwärmt wird, dass zumindest teilweise die AC3 Temperatur des Zuschnitts überschritten ist und die Temperatur T_{Einlg} des Zuschnitts beim Einlegen in ein für ein Warmpressformen vorgesehenes Umformwerkzeug (Arbeitsschritt c)) zumindest teilweise eine Temperatur oberhalb von $Ms+100^{\circ}\text{C}$, insbesondere oberhalb von $Ms+300^{\circ}\text{C}$, beträgt. Insbesondere überschreitet die Temperatur T_{Einlg} des Zuschnitts beim Einlegen zumindest teilweise 600°C . Bei einer besonders bevorzugten Variante liegt die Temperatur T_{Einlg} des Zuschnitts beim Einlegen zumindest teilweise, insbesondere vollständig im Bereich 600°C bis 850°C , um eine gute Umformbarkeit und die ausreichende Härtebarkeit zu gewährleisten. Unter teilweise Überschreiten einer Temperatur (hier AC3 bzw. $Ms+100^{\circ}\text{C}$) wird im Sinne dieser Anmeldung verstanden, dass mindestens 30 %, insbesondere mindestens 60 % des Volumens des Zuschnitts, bevorzugt der gesamte Zuschnitt, eine entsprechende Temperatur überschreiten. Entsprechendes gilt für das zumindest teilweise Vorhandensein einer Temperatur im Intervall 600°C bis 850°C bei der zuvor erläuterten bevorzugten Variante. Beim Einlegen in das Umformwerkzeug weist also mindestens 30 % des Zuschnitts ein austenitisches Gefüge auf, d.h. die Umwandlung vom ferritischen ins austenitische Gefüge muss beim Einlegen in das Umformwerkzeug noch nicht abgeschlossen sein. Vielmehr können bis zu 70 % des Volumens des Zuschnitts beim Einlegen in das Umformwerkzeug aus anderen Gefügebestandteilen, wie angelassenem Bainit, angelassenem Martensit und/oder nicht bzw. teilweise rekristallisiertem Ferrit bestehen. Zu diesem Zweck können bestimmte Bereiche des Zuschnitts während der Erwärmung gezielt auf einem niedrigeren Temperaturniveau gehalten werden als andere. Hierzu kann die Wärmezufuhr gezielt nur auf bestimmte Abschnitte des Zuschnitts gerichtet werden oder die Teile, die weniger erwärmt werden sollen, gegen die Wärmezufuhr abgeschirmt werden. In dem Teil des Zuschnittsmaterials, dessen Temperatur niedriger bleibt, entsteht im Zuge der Umformung im Werkzeug kein oder nur deutlich weniger Martensit, so dass das Gefüge dort deutlich weicher ist als in den jeweils anderen Teilen, in denen ein martensitisches Gefüge vorliegt. Auf diese Weise kann im jeweils geformten Blechformteil gezielt ein weicherer Bereich eingestellt werden, in dem beispielsweise eine für den jeweiligen Verwendungszweck optimale Zähigkeit vorliegt, während die anderen Bereiche des Blechformteils eine maximierte Fest-

tigkeit besitzen.

[0139] Maximale Festigkeitseigenschaften des erhaltenen Blechformteils können dadurch ermöglicht werden, dass die zumindest teilweise im Blechzuschnitt erreichte Temperatur zwischen Ac_3 und 1000 °C , bevorzugt zwischen 850 °C und 950 °C liegt.

[0140] Dabei ist die zu überschreitende Mindesttemperatur Ac_3 gemäß der von HOUGARDY, HP. in Werkstoffkunde Stahl Band 1: Grundlagen, Verlag Stahleisen GmbH, Düsseldorf, 1984, p. 229., angegebenen Formel

$$AC_3[°C] = (902 \text{ Gew.-%} - 225 \cdot \%C + 19 \cdot \%Si - 11 \cdot \%Mn - 5 \cdot \%Cr + 13 \cdot \%Mo - 20 \cdot \%Ni + 55 \cdot \%V)[°C/\text{Gew.-%}]$$

mit $\%C$ = jeweiliger C-Gehalt, $\%Si$ = jeweiliger Si-Gehalt, $\%Mn$ = jeweiliger Mn-Gehalt, $\%Cr$ = jeweiliger Cr-Gehalt, $\%Mo$ = jeweiliger Mo-Gehalt, $\%Ni$ = jeweiliger Ni-Gehalt und $\%V$ = jeweiliger V-Gehalt des Stahls, aus dem der Zuschnitt besteht, bestimmt.

[0141] Eine optimal gleichmäßige Eigenschaftsverteilung lässt sich dadurch erreichen, dass der Zuschnitt im Arbeitsschritt b) vollständig durcherwärmt wird.

[0142] Bei einer bevorzugten Ausführungsvariante beträgt die mittlere Aufheizgeschwindigkeit r_{Ofen} des Blechzuschnittes beim Erwärmen in Schritt b) mindestens 5 K/s, bevorzugt mindestens 5 K/s, insbesondere mindestens 6 K/s, bevorzugt mindestens 8 K/s, insbesondere mindestens 10 K/s, bevorzugt mindestens 15 K/s. Die mittlere Aufheizgeschwindigkeit r_{Ofen} ist dabei als mittlere Aufheizgeschwindigkeit von 30 °C auf 700 °C zu verstehen.

[0143] Bei einer bevorzugten Ausführungsvariante beträgt die normierte mittlere Aufheizung Θ_{norm} mindestens 5 Kmm/s, insbesondere mindestens 8 Kmm/s, bevorzugt mindestens 10 Kmm/s. Maximal beträgt die normierte mittlere Aufheizung 15 Kmm/s, insbesondere maximal 14 Kmm/s, bevorzugt maximal 15 Kmm/s.

[0144] Unter der mittleren Aufheizung Θ ist dabei das Produkt aus mittlerer Aufheizgeschwindigkeit in Kelvin pro Sekunde von 30 °C auf 700 °C und Blechdicke in Millimetern zu verstehen.

[0145] Bei der normierten mittleren Aufheizung wird dieses Produkt Θ um die vorliegende Ofentemperatur T_{Ofen} im Verhältnis zu einer Referenz-Ofentemperatur $T_{\text{Ofen, Referenz}}$ von $900\text{ °C} = 1173,15\text{ K}$ in der folgenden Weise normiert:

$$\Theta_{\text{norm}} = \frac{T_{\text{Ofen, Referenz}}^4}{T_{\text{Ofen}}^4} \cdot \Theta$$

dabei sind die Ofentemperaturen jeweils in Kelvin einzusetzen.

[0146] Bei einer bevorzugten Ausführungsvariante erfolgt die Erwärmung in einem Ofen mit einer Ofentemperatur T_{Ofen} von mindestens $Ac_3 + 10\text{ °C}$, bevorzugt mindestens 850 °C , bevorzugt mindestens 880 °C , besonders bevorzugt mindestens 900 °C , insbesondere mindestens 920 °C , und maximal 1000 °C , bevorzugt maximal 950 °C , besonders bevorzugt maximal 950 °C .

[0147] Bevorzugt beträgt der Taupunkt der Ofenatmosphäre im Ofen hierbei mindestens -20 °C , bevorzugt mindestens -15 °C , insbesondere mindestens -5 °C , besonders bevorzugt mindestens 0 °C und maximal $+25\text{ °C}$, bevorzugt maximal $+20\text{ °C}$ insbesondere maximal $+15\text{ °C}$.

[0148] Bei einer speziellen Ausführungsvariante erfolgt die Erwärmung in Schritt b) stufenweise in Bereichen mit unterschiedlicher Temperatur. Insbesondere erfolgt die Erwärmung in einem Rollenherdofen mit unterschiedlichen Heizzonen. Hierbei erfolgt die Erwärmung in einer ersten Heizzone mit einer Temperatur (sogenannte Ofeneinlauftemperatur) von mindestens 650 °C , bevorzugt mindestens 680 °C , insbesondere mindestens 720 °C . Maximal beträgt die Temperatur in der ersten Heizzone bevorzugt 900 °C , insbesondere maximal 850 °C . Weiterhin bevorzugt beträgt die maximale Temperatur aller Heizzonen im Ofen maximal 1200 °C , insbesondere maximal 1000 °C , bevorzugt maximal 950 °C , besonders bevorzugt maximal 950 °C .

[0149] Die Gesamtzeit im Ofen t_{Ofen} , die sich aus einer Erwärmungszeit und einer Haltezeit zusammensetzt, beträgt bei beiden Varianten (konstante Ofentemperatur, stufenweise Erwärmung) bevorzugt mindestens 2 Minuten, insbesondere mindestens 5 Minuten, bevorzugt mindestens 4 Minuten. Weiterhin beträgt die Gesamtzeit im Ofen bei beiden Varianten bevorzugt maximal 20 Minuten, insbesondere maximal 15 Minuten, bevorzugt maximal 12 Minuten, insbesondere maximal 8 Minuten. Längere Gesamtzeiten im Ofen haben den Vorteil, dass eine gleichmäßige Austenitisierung des Blechzuschnittes sichergestellt ist. Andererseits führt ein zu langes Halten oberhalb von Ac_3 zu einer Kornvergrößerung, die sich negativ auf die mechanischen Eigenschaften auswirkt.

[0150] Der so erwärmte Zuschnitt wird aus der jeweiligen Erwärmungseinrichtung, bei der es sich beispielsweise um einen konventionellen Erwärmungs-Ofen, eine ebenso an sich bekannte Induktionserwärmungseinrichtung oder eine konventionelle Einrichtung zum Warmhalten von Stahlbauteilen handeln kann, entnommen und so schnell in das Umformwerkzeug transportiert, dass seine Temperatur beim Eintreffen in dem Werkzeug zumindest teilweise oberhalb von $Ms + 100\text{ °C}$, insbesondere oberhalb von $Ms + 300\text{ °C}$, liegt, bevorzugt oberhalb von 600 °C , insbesondere oberhalb von 650 °C , besonders bevorzugt oberhalb von 700 °C . Hierbei bezeichnet Ms die Martensitstarttemperatur. Bei einer

besonders bevorzugten Variante liegt die Temperatur zumindest teilweise oberhalb der AC1-Temperatur. Bei allen diesen Varianten beträgt die Temperatur insbesondere maximal 900 °C. Durch diese Temperaturbereiche wird insgesamt eine gute Umformbarkeit des Materials gewährleistet.

[0151] Im Arbeitsschritt c) wird der Transfer des austenitisierten Zuschnitts von der jeweils zum Einsatz kommenden Erwärmungseinrichtung zum Umformwerkzeug innerhalb von vorzugsweise höchstens 20 s, insbesondere von maximal 15 s absolviert. Ein derart schneller Transport ist erforderlich, um eine zu starke Abkühlung vor der Verformung zu vermeiden.

[0152] Das Werkzeug besitzt beim Einlegen des Zuschnitts typischerweise eine Temperatur zwischen Raumtemperatur (RT) und 200 °C, bevorzugt zwischen 20 °C und 180 °C, insbesondere zwischen 50 °C und 150 °C. Das Werkzeug kann beim Einlegen des Zuschnitts auch eine Temperatur geringfügig unterhalb der Raumtemperatur haben, wenn beispielsweise das verwendete Kühlwasser geringfügig kälter ist (z.B. 15°C). Damit besitzt das Werkzeug bei einzelnen Ausführungsvarianten beim Einlegen des Zuschnitts eine Temperatur zwischen 10°C und 200°C. Optional kann das Werkzeug in einer besonderen Ausführungsform zumindest bereichsweise auf eine Temperatur T_{WZ} von mindestens 200 °C, insbesondere mindestens 300 °C temperiert sein, um das Bauteil nur partiell zu härten. Weiterhin beträgt die Werkzeugtemperatur T_{WZ} bevorzugt maximal 600 °C, insbesondere maximal 550 °C. Es ist lediglich sicherzustellen, dass die Werkzeugtemperatur T_{WZ} unterhalb der gewünschten Zieltemperatur T_{Ziel} liegt. Die Verweilzeit im Werkzeug t_{WZ} beträgt bevorzugt mindestens 2s, insbesondere mindestens 3s, besonders bevorzugt mindestens 5s. Maximal beträgt die Verweilzeit im Werkzeug bevorzugt 25s, insbesondere maximal 20s, bevorzugt maximal 10s.

[0153] Die Zieltemperatur T_{Ziel} des Blechformteils liegt zumindest teilweise unterhalb 400 °C, bevorzugt unterhalb 300 °C, insbesondere unterhalb von 250 °C, bevorzugt unterhalb von 200 °C, besonders bevorzugt unterhalb von 180 °C, insbesondere unterhalb von 150°C. Alternativ liegt die Zieltemperatur T_{Ziel} des Blechformteils besonders bevorzugt unter $M_s - 50^\circ\text{C}$, wobei M_s die Martensitstarttemperatur bezeichnet. Weiterhin beträgt die Zieltemperatur des Blechformteils bevorzugt mindestens 20 °C, besonders bevorzugt mindestens 50 °C.

[0154] Die Martensitstarttemperatur eines im Rahmen der erfindungsgemäßen Vorgaben liegenden Stahls ist gemäß der Formel:

$$M_s [^\circ\text{C}] = (490,85 \text{ Gew.}\% - 302,6 \text{ \%C} - 30,6 \text{ \%Mn} - 16,6 \text{ \%Ni} - 8,9 \text{ \%Cr} + 2,4 \text{ \%Mo} - 11,5 \text{ \%Cu} + 8,58 \text{ \%Co} + 7,4 \text{ \%W} - 14,5 \text{ \%Si}) [^\circ\text{C/Gew.}\%]$$

zu berechnen, wobei hier mit %C der C-Gehalt, mit %Mn der Mn-Gehalt, mit %Mo der Mo-Gehalt, mit %Cr der Cr-Gehalt, mit %Ni der Ni-Gehalt, mit %Cu der Cu-Gehalt, mit %Co der Co-Gehalt, mit %W der W-Gehalt und mit %Si der Si-Gehalt des jeweiligen Stahls in Gew.-% bezeichnet wird.

[0155] Die AC1-Temperatur und die AC3-Temperatur eines im Rahmen der erfindungsgemäßen Vorgaben liegenden Stahls ist gemäß den Formeln:

$$AC1 [^\circ\text{C}] = (739 \text{ Gew.}\% - 22 \text{ \%C} - 7 \text{ \%Mn} + 2 \text{ \%Si} + 14 \text{ \%Cr} + 13 \text{ \%Mo} - 13 \text{ \%Ni} + 20 \text{ \%V}) [^\circ\text{C/Gew.}\%]$$

$$AC3 [^\circ\text{C}] = (902 \text{ Gew.}\% - 225 \text{ \%C} + 19 \text{ \%Si} - 11 \text{ \%Mn} - 5 \text{ \%Cr} + 13 \text{ \%Mo} - 20 \text{ \%Ni} + 55 \text{ \%V}) [^\circ\text{C/Gew.}\%]$$

zu berechnen, wobei auch hiermit mit %C der C-Gehalt, mit %Si der Si-Gehalt mit %Mn der Mn-Gehalt mit %Cr der Cr-Gehalt, mit %Mo der Mo-Gehalt, mit %Ni der Ni-Gehalt und mit %V der Vanadium-Gehalt des jeweiligen Stahls bezeichnet sind (Brandis H 1975 TEW-Techn. Ber. 18-10).

[0156] Im Werkzeug wird der Zuschnitt somit nicht nur zu dem Blechformteil geformt, sondern gleichzeitig auch die Zieltemperatur abgeschreckt. Die Abkühlrate im Werkzeuge r_{WZ} auf die Zieltemperatur beträgt insbesondere mindestens 20 K/s, bevorzugt mindestens 30 K/s, insbesondere mindestens 50 K/s, in besonderer Ausführung mindestens 100 K/s.

[0157] Nach dem Entnehmen des Blechformteils in Schritt e) erfolgt ein Abkühlen des Blechformteils auf eine Abkühltemperatur T_{AB} von weniger als 100 °C innerhalb einer Abkühldauer t_{AB} von 0,5 bis 600 s. Dies geschieht im Regelfall durch eine Luftabkühlung.

[0158] Im Folgenden wird die Erfindung anhand von Ausführungsbeispielen näher erläutert.

[0159] Die Figuren zeigen:

- Figur 1a eine aus einem Schliffbild gewonnene schematische Darstellung einer erfindungsgemäßen Probe mit einer geringen Porenanzahl,
- Figur 1b eine aus einem Schliffbild gewonnene schematische Darstellung einer Referenzprobe mit einer erhöhten Porenanzahl,
- Figur 2a eine aus einem Schliffbild gewonnene schematische Darstellung einer erfindungsgemäßen Probe mit einer geringen Porenanzahl nach einem Korrosionstest,

- Figur 2b jeweils eine aus einem Schliffbild gewonnene schematische Darstellung einer Referenzprobe mit einer erhöhten Porenanzahl nach einem Korrosionstest,
 Figur 5 eine Korndarstellung des rekonstruierten Austenits.

- 5 **[0160]** Zum Nachweis der Wirkung der Erfindung wurden mehrere Versuche durchgeführt. Dafür wurden Brammen mit den in Tabelle 1 angegebenen Zusammensetzungen mit einer Dicke von 200 - 280 mm und Breite von 1000 - 1200 mm erzeugt, in einem Stoßofen auf eine jeweilige Temperatur T_1 aufgeheizt und zwischen 30 und 450 min auf T_1 gehalten, bis die Temperatur T_1 im Kern der Brammen erreicht war und die Brammen somit durcherwärmt waren. Die Herstellungsparameter sind in Tabelle 2 angegeben. Die Brammen wurden mit ihrer jeweiligen Durcherwärmungstemperatur T_1 aus dem Stoßofen ausgetragen und einem Warmwalzen unterzogen. Die Versuche wurden als kontinuierliche Warmbandwalzung ausgeführt. Dazu wurden die Brammen zunächst zu einem Zwischenprodukt der Dicke 40 mm vorgewalzt, wobei die Zwischenprodukte, welche bei der Warmbandwalzung auch als Vorbänder bezeichnet werden können, am Ende der Vorwalzphase jeweils eine Zwischenprodukttemperatur T_2 aufwiesen. Die Vorbänder wurden unmittelbar nach der Vorwalzung dem Fertigwalzen zugeführt, so dass die Zwischenprodukttemperatur T_2 der Walzanfangstemperatur für die Fertigwalzphase entspricht. Die Vorbänder wurden zu Warmbänder mit einer Enddicke von 3-7 mm und den in Tabelle 2 angegebenen jeweiligen Endwalztemperaturen T_3 ausgewalzt, auf die jeweilige Haspeltemperatur abgekühlt und bei den jeweiligen Haspeltemperaturen T_4 zu Coils aufgewickelt und dann in ruhender Luft abgekühlt. Die Warmbänder wurden in konventioneller Weise mittels Beizen entzundert, bevor sie einem Kaltwalzen mit den in Tabelle 2 angegebenen Kaltwalzgraden unterzogen wurden. Die kaltgewalzten Stahlflachprodukte wurden in einem Durchlaufglühofen auf eine jeweilige Glühtemperatur T_5 erwärmt und für jeweils 100 s auf Glühtemperatur gehalten, bevor sie mit einer Abkühlrate von 1 K/s auf ihre jeweilige Eintauchtemperatur T_6 abgekühlt wurden. Die Kaltbänder wurden mit ihrer jeweiligen Eintauchtemperatur T_6 durch ein schmelzflüssiges Beschichtungsbad der Temperatur T_7 geführt. Die Zusammensetzung des Beschichtungsbaus ist in Tabelle 3 angegebenen. Nach dem Beschichten wurden die beschichteten Bänder auf konventionelle Weise abgeblasen, wodurch Auflagen mit unterschiedlichen Schichtdicken erzeugt wurden (siehe Tabelle 3). Die Bänder wurden zunächst mit einer mittleren Abkühlrate von 10 - 15 K/s auf 600 °C abgekühlt. Im weiteren Abkühlverlauf zwischen 600 °C und 450 °C und zwischen 400 °C und 300 °C wurden die Bänder über die in Tabelle 2 angegebenen Abkühlauern T_{mT} und T_{nT} abgekühlt. Zwischen 450 °C und 400 °C und unterhalb von 220 °C wurden die Bänder mit einer Abkühlrate von jeweils 5 - 15 K/s abgekühlt.
- 10 **[0161]** In der Tabelle 4 ist zusammengestellt, welche Stahlvariante (siehe Tabelle 1) mit welcher Prozessvariante (siehe Tabelle 2) und welcher Beschichtung (siehe Tabelle 3) kombiniert wurde.
- 15 **[0162]** Bei den Stahlzusammensetzungen D, E und F handelt es sich um Referenzbeispiele, die nicht erfindungsgemäß sind. Entsprechend sind die Versuche 3, 10, 11, 12, 13, 17 und 18 nicht erfindungsgemäß.
- 20 **[0163]** Die Dicke der erzeugten Stahlbänder lag bei allen Versuchen zwischen 1,4 mm und 1,7 mm.
- 25 **[0164]** Nach dem Abkühlen auf Raumtemperatur wurden aus den abgekühlten Stahlbändern gemäß DIN EN ISO 6892-1 Probenform 2 (Anhang B Tab. B1) Proben quer zur Walzrichtung entnommen. Die Proben wurden gemäß DIN EN ISO 6892-1 Probenform 2 (Anhang B Tab. B1) einer Zugprüfung unterzogen. In Tabelle 4 sind die Ergebnisse der Zugprüfung angegeben. Im Rahmen der Zugprüfung wurden folgende Materialkennwerte ermittelt: die Streckgrenzenart, welche mit R_e für eine ausgeprägte Streckgrenze und mit R_p für eine kontinuierliche Streckgrenze bezeichnet ist, sowie bei einer kontinuierlichen Streckgrenze der Wert für die Dehngrenze $R_{p0,2}$, bei einer ausgeprägten Streckgrenze die Werte für die untere Streckgrenze R_{eL} , die obere Streckgrenze R_{eH} und die Differenz von oberer und unterer Streckgrenze ΔR_e , die Zugfestigkeit R_m , die Gleichmaßdehnung A_g und die Bruchdehnung A_{80} . Alle Proben weisen eine kontinuierliche Streckgrenze R_p oder eine nur geringfügig ausgeprägte Streckgrenze mit einem Unterschied ΔR_e zwischen oberer und unterer Streckgrenze von höchstens 45 MPa und einer Gleichmaßdehnung A_g von mindestens 11,5 % auf. Dabei liegt für die Proben 3 und 17 eine ausgeprägte Streckgrenze R_e vor und für alle anderen Proben eine kontinuierliche Streckgrenze R_p . Für die Proben 3 und 17 ist in der Tabelle 4 die untere Streckgrenze R_{eL} und die obere Streckgrenze R_{eH} angegeben. Für alle anderen Proben ist die Dehngrenze $R_{p0,2}$ angegeben.
- 30 **[0165]** Von den so erzeugten 20 Stahlbändern sind jeweils Zuschnitte abgeteilt worden, die für die weiteren Versuche verwendet worden sind. Bei diesen Versuchen sind aus den jeweiligen Zuschnitten Blechformteil-Proben 1 - 24 in Form von $200 \times 300 \text{ mm}^2$ großen Platten warmpressgeformt worden. In der Tabelle 7 ist eingetragen, welcher der 20 Beschichtungsversuche zu welchem Umformversuch korrespondiert. Dazu sind die Zuschnitte in einer Erwärmungseinrichtung, beispielsweise in einem konventionellen Erwärmungsofen, von Raumtemperatur mit einer mittleren Aufheizgeschwindigkeit r_{Ofen} (zwischen 30 °C und 700 °C) in einem Ofen mit einer Ofentemperatur T_{Ofen} erwärmt worden. Die Gesamtdauer im Ofen, die eine Erwärmen und eine Halten umfasst, ist mit t_{Ofen} bezeichnet. Der Taupunkt der Ofenatmosphäre betrug in allen Fällen -5°C. Anschließend sind die Zuschnitte aus der Erwärmungseinrichtung entnommen und in ein Umformwerkzeug, welches die Temperatur T_{WZ} besitzt, eingelegt worden. Beim Zeitpunkt des Entnehmens aus dem Ofen hatten die Zuschnitte die Ofentemperatur angenommen. Die sich aus der für das Entnehmen aus der Erwärmungseinrichtung, den Transport zum Werkzeug und das Einlegen ins Werkzeug zusammensetzende Transferdauer t_{Trans} lag zwischen 5 und 14 s. Die Temperatur T_{Einlg} der Zuschnitte beim Einlegen in das Umformwerkzeug
- 35
40
45
50
55

lag in allen Fällen oberhalb der jeweiligen Martensitstarttemperatur + 100 °C. Im Umformwerkzeug sind die Zuschnitte zum jeweiligen Blechformteil umgeformt worden, wobei die Blechformteile im Werkzeug mit einer Abkühlgeschwindigkeit r_{wz} abgekühlt wurden. Die Verweildauer im Werkzeug wird mit t_{wz} bezeichnet. Abschließend sind die Proben an Luft auf Raumtemperatur abgekühlt worden. In Tabelle 5 sind für verschiedene Varianten die genannten Parameter angegeben, wobei "RT" die Raumtemperatur abkürzt.

[0166] Die Tabelle 5 zeigt sehr unterschiedliche Varianten für den Umformprozess. Während es beispielsweise bei der Variante II zur einer nahezu vollständigen Bildung von martensitischem Gefüge kommt (siehe Tabelle 8, Versuch 1) führt die vergleichsweise langsame Abkühlung der Varianten X mit der hohen Werkzeugtemperatur T_{wz} zu einer veränderten Gefügeausbildung mit hohen Ferritgehalten, die sich in Form einer höheren Bruchdehnung A80 auswirken.

[0167] In Tabelle 6 sind die wesentlichen Parameter für eine weiterentwickelte Prozessvariante aufgeführt. Bei diesen Versuchen erfolgte das Erwärmen des Blechzuschnitts nicht in einem Ofen mit konstanter Ofentemperatur wie bei den vorbeschriebenen Versuchen, sondern die Blechzuschnitte wurden stufenweise in Bereichen mit unterschiedlicher Temperatur erwärmt. Durchgeführt wurden die Versuche in einem Rollenherdofen mit unterschiedlichen Heizzonen. Grundsätzlich kann das Verfahren jedoch auch in mehreren separaten Öfen realisiert werden. Die Zuschnitte wurden zunächst in einen Einlaufbereich des Ofens mit einer Einlaufftemperatur T_{Einlauf} gebracht. Von dort wurden die Zuschnitte durch einen Zentralbereich in einen Auslaufbereich des Ofens mit einer Auslaufftemperatur T_{Auslauf} bewegt. In Tabelle 6 sind die Einlaufftemperatur T_{Einlauf} , die Auslaufftemperatur T_{Auslauf} sowie die maximale Ofentemperatur T_{max} angegeben, die von den Zuschnitten durchlaufen wird. In den meisten Fällen wurde die maximale Ofentemperatur im Auslaufbereich angenommen. Bei der Variante A.X wurde die maximale Ofentemperatur allerdings im Zentralbereich angenommen. Der weitere Ablauf war identisch zu dem zuvor beschriebenen Prozess. Die entsprechenden Parameter sind in Tabelle 6 angegeben.

[0168] In Tabelle 7 sind die Gesamtergebnisse für die erhaltenen Blechformteile zusammengestellt. Die ersten Spalten geben die Probennummer, die Stahlsorte gemäß Tabelle 1, die Prozessvariante gemäß Tabelle 2, die Beschichtung gemäß Tabelle 2 und die Warmumformvariante gemäß Tabelle 5 bzw. Tabelle 6 an. In den weiteren Spalten ist die Streckgrenze, die Zugfestigkeit, die Bruchdehnung A80 angegeben. Diese Werte wurden DIN EN ISO 6892-1 Probenform 2 (Anhang B Tab. B1) an Proben quer zur Walzrichtung ermittelt. Der ermittelte Biegewinkel ist gemäß der VDA-Norm 238-100 mit einer Biegeachse quer zur Walzrichtung ermittelt worden. Dabei wird der ermittelte Biegewinkel jeweils nach der in der Norm angegebenen Formel aus dem Stempelweg errechnet (der ermittelte Biegewinkel (auch als maximaler Biegewinkel bezeichnet) ist der Biegewinkel, bei welchem die Kraft im Biegeversuch ihr Maximum hat). Um den Einfluss der Blechdicke auf den Biegewinkel zu eliminieren, wurde der korrigierte Biegewinkel aus dem ermittelten Biegewinkel berechnet nach der Formel

$$\text{Biegewinkel}_{\text{korrigiert}} = \text{Biegewinkel}_{\text{ermittelt}} \cdot \sqrt{\text{Blechdicke}}$$

wobei die Blechdicke in mm in die Formel einzusetzen ist. Dies gilt für Blechdicken größer 1,0 mm. Bei Blechdicken kleiner 1,0 mm entspricht der korrigierte Biegewinkel dem ermittelten Biegewinkel. In der Tabelle 7 ist der gemessene maximale Biegewinkel angegeben. Zur Bestimmung des korrigierten Biegewinkels sind diese Zahlenwerte demnach noch mit der Wurzel der Blechdicke zu multiplizieren, die in Tabelle 4 angegeben ist.

[0169] Die mechanischen Kennwerte in Tabelle 7 wurden ermittelt, nachdem auf das umgeformte Blechformteil eine kathodische Tauchlackierung aufgebracht wurde. Während dieses Beschichtungsprozesses wurden die Blechformteile auf 170 °C erwärmt und bei dieser Temperatur für 20 Minuten gehalten. Anschließend werden die Bauteile an Umgebungsluft auf Raumtemperatur abgekühlt.

[0170] In Tabelle 8 sind die Gefügeeigenschaften des Blechformteils angegeben. Dabei sind die Gefügeanteile in Flächen-% angegeben. Alle erfindungsgemäßen Beispiele haben einen Martensitanteil von mehr als 90 %.

[0171] Weiterhin sind in Tabelle 8 die Eigenschaften der feinen Ausscheidungen im Gefüge angegeben. Bei den Ausscheidungen handelt es sich um Niobkarbonitriden und Titankarbonitriden, die beide zur Kornfeinung beitragen. Die Ausscheidungen werden mit Hilfe von elektronenoptischen und Röntgen-Aufnahmen (TEM und EDX) anhand von Kohlenstoffausziehabdrücken (in der Fachliteratur bekannt als "carbon extraction replicas") bestimmt. Hergestellt wurden die Kohlenstoffausziehabdrücke an Längsschliffen (20 × 30 mm). Die Auflösung der Messung lag zwischen 10.000-fach und 200.000-fach. Anhand dieser Aufnahmen lassen sich die Ausscheidungen in grobe und feine Ausscheidungen unterteilen. Als feine Ausscheidungen werden alle Ausscheidungen mit einem Durchmesser kleiner als 30 nm bezeichnet. Die übrigen Ausscheidungen werden als grobe Ausscheidungen bezeichnet. Durch einfaches Auszählen wird der Anteil von feinen Ausscheidungen an der Gesamtzahl an Ausscheidungen im Messfeld ermittelt. Für die feinen Ausscheidungen wird zudem mittels computergestützter Bildanalyse der mittlere Durchmesser berechnet. Bei den erfindungsgemäßen Proben beträgt der Anteil von feinen Ausscheidungen mehr als 90 %. Der mittlere Durchmesser der feinen Ausscheidungen ist zudem unter 11 nm.

[0172] Weiterhin ist in Tabelle 8 der Korndurchmesser der ehemaligen Austenitkörner angegeben. Hierzu würden die

Austenitkörner mittels der Software ARPGE aus EBSD-Messungen rekonstruiert. Die Softwareparameter betrugen dabei:

- Orientierungsbeziehung Nishiyama-Wassermann
- Tolerance for grain identification 7°
- Tolerance for parent growth nucleation 7°
- Tolerance for parent grain growth 15°
- Minimum accepted grain size 10 Pixel

[0173] Für die Kornidentifikation wurde eine maximale Abweichung der Orientierung von 5° und ein minimaler Korndurchmesser von 5 Pixeln gemäß DIN EN ISO 643 angenommen.

[0174] Beispielhaft zeigt Figur 5 eine entsprechende Rekonstruktion der Austenits von Versuchs Nr. 1. In diesem Fall beträgt der mittlere Durchmesser der ehemaligen Austenitkörner 7,5 µm. Bei allen erfindungsgemäßen Beispielen liegt der mittlere Korndurchmesser der ehemaligen Austenitkörner unter 14 µm. Bei zwei Versuchen ist der Korndurchmesser der ehemaligen Austenitkörner nicht bestimmt worden. Der Eintrag in der Tabelle 8 lautet daher "n.b." (nicht bestimmt).

[0175] In Tabelle 9 sind die anwendungsbezogenen Eigenschaften des Blechformteils angegeben. Zum einen ist die mit Poren besetzte Fläche in der Legierungsschicht auf einer Messlänge von 500 µm angegeben. Bei allen erfindungsgemäßen Beispielen beträgt diese Fläche weniger als 250 µm². Deutlich ist zu erkennen, dass sich bei den Beschichtungsvarianten und γ und φ, die kein Mg enthalten, mehr Poren bilden. Dies betrifft die Versuche 1, 3, 4, 5, 7, 10, 12, 16 und 18. Dagegen zeigen die übrigen, Mg-haltigen Schichten, weniger Poren. Der in Tabelle 9 angegebene Nb-Gehalt in der Legierungsschicht ist ein Mittelwert des Nb-Gehaltes in dieser Schicht. Wobei der Nb-Gehalt in der Legierungsschicht zur Oberfläche leicht abfällt und näherungsweise durch einen linearen Abfall in der Schicht gekennzeichnet ist.

[0176] Weiterhin ist in Tabelle 9 der Anteil der von Poren besetzten Fläche mit einem Durchmesser größer oder gleich 0,1 µm angegeben. Bei allen erfindungsgemäßen Beispielen beträgt dieser Anteil weniger als 10 %. Die Gesamtfläche der Poren und der Anteil der Poren größer 0,1 µm wurde anhand von Schliffbildern mittels computergestützter Bildanalyse ermittelt. Beispielhaft zeigt Figur 1a ein Schliffbild von Versuch 1 mit einer feinen Porenstruktur und Figur 1b als Vergleich ein Schliffbild von Versuch 12 mit einer gröberen Porenstruktur in der Legierungsschicht. Deutlich sind in Figur 1b die gröberen Poren als schwarze Flecken in der Legierungsschicht erkennbar. In den Figuren 2a und 2b sind die Auswirkungen der gröberen Poren nach einem Korrosionstest dargestellt. Die Figuren 2a und 2b zeigen Schliffbilder der gleichen Versuche jeweils nach einem Korrosionstest. Hierzu wurden die Proben in ein korrosives Medium verbracht und mit einem Strom beaufschlagt, um eine längere elektrochemische Korrosion zu simulieren. Als korrosives Medium kam eine wässrige, 5%-NaCl-Lösung mit einem pH-Wert von 7 zum Einsatz. Die Stromstärke betrug 1mA/cm² für eine Zeitdauer von 6 Stunden. Deutlich ist zu erkennen, dass bei der Figur 2b die Schicht beinahe vollständig abgelöst wurde, während bei der Figur 2a die Schicht noch gut mit dem Substrat verbunden ist. Die erfindungsgemäßen Beispiele mit feinere Poren halten somit Korrosion deutlich besser Stand als die Referenzbeispiele mit der gröberen Porenstruktur.

[0177] In der Tabelle 8 ist weiterhin der Schweißbereich nach SEP 1220-2 angegeben. Bei allen erfindungsgemäßen Varianten liegt der Schweißbereich bei mindestens 0,9 und maximal bei 1,6 kA.

[0178] In Tabelle 8 ist weiterhin das elektrochemische Potential angegeben. Das elektrochemische Potential wird dabei gemäß DIN-Norm "DIN 50918 (2018.09) ("Ruhepotenzialmessung an homogenen Mischelektroden") bestimmt. Der angegebenen Absolutwert ist als Bezug zur Normwasserstoffelektrode zu verstehen. Als korrosives Medium kommt bei der Messung eine wässrige, 5%-NaCl-Lösung mit einem pH-Wert von 7 zum Einsatz, die typische Korrosionsbedingungen im Automobilbereich repräsentiert. Deutlich ist zu erkennen, dass alle Proben ein elektrochemisches Potential aufweisen, das größer als -0,50V ist.

[0179] In den nachfolgenden Sätzen sind bevorzugte Ausführungsformen der Erfindung beschrieben. Bei den Sätzen handelt es sich nicht um Ansprüche.

1. Stahlflachprodukt für die Warmumformung, umfassend ein Stahlsubstrat aus Stahl, der neben Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen (in Gew.-%) aus

C:	0,06 - 0,5 %,
Si:	0,05 - 0,6 %,
Mn:	0,4 - 3,0 %,
Al:	0,06 - 1,0 %,
Nb:	0,001 - 0,2 %,
Ti:	0,001 - 0,10 %,
B:	0,0005 - 0,01 %,
P:	≤ 0,03 %,
S:	≤ 0,02 %,

EP 4 516 955 A2

(fortgesetzt)

N: $\leq 0,02 \%$,
Sn: $\leq 0,03 \%$,
As: $\leq 0,01 \%$

sowie optional einem oder mehreren der Elemente "Cr, Cu, Mo, Ni, V, Ca, W" in folgenden Gehalten

Cr: $0,01 - 1,0 \%$,
Cu: $0,01 - 0,2 \%$,
Mo: $0,002 - 0,3 \%$,
Ni: $0,01 - 0,5 \%$,
V: $0,001 - 0,3 \%$,
Ca: $0,0005 - 0,005 \%$,
W: $0,001 - 1,0 \%$

besteht.

2. Stahlflachprodukt nach Satz 1, dadurch gekennzeichnet, dass für das Verhältnis Al/Nb aus Al-Gehalt zu Nb-Gehalt gilt:

$$\text{Al/Nb} \leq 20,0 \text{ wenn } \text{Mn} \leq 1,6 \text{ Gew.}\%$$

und

$$\text{Al/Nb} \leq 30,0 \text{ wenn } \text{Mn} \geq 1,7 \text{ Gew.}\%$$

3. Stahlflachprodukt nach einem der Sätze 1 bis 2, wobei für die Elementgehalte mindestens eine der folgenden Bedingungen gilt:

$$\text{Ti} > 3,42 \cdot \text{N}$$

$$0,7 \text{ Gew.}\% < \text{Mn} + \text{Cr} < 3,5 \text{ Gew.}\%$$

4. Stahlflachprodukt nach einem der voranstehenden Sätze dadurch gekennzeichnet, dass es auf mindestens einer Seite einen Korrosionsschutzüberzug aufweist.

5. Stahlflachprodukt nach Satz 4,

dadurch gekennzeichnet, dass

der Korrosionsschutzüberzug ein Korrosionsschutzüberzug auf Aluminium-Basis ist und eine Legierungsschicht und eine Al-Basissschicht aufweist.

6. Stahlflachprodukt nach Satz 5,

dadurch gekennzeichnet, dass

die Legierungsschicht aus 35-60 Gew.-% Fe, optionalen weiteren Bestandteilen, deren Gehalte in Summe auf höchstens 5,0 Gew.-% beschränkt sind, und als Rest Aluminium besteht und/oder

die Al-Basissschicht aus 1,0 - 15 Gew.-% Si, optional 2-4 Gew.-% Fe, optional bis zu 5,0 Gew.-% Alkali- oder Erdalkalimetalle, optional bis zu 10 % Zn und optionalen weiteren Bestandteilen, deren Gehalte in Summe auf höchstens 2,0 Gew.-% beschränkt sind, und als Rest Aluminium besteht.

7. Stahlflachprodukt nach einem der Sätze 1 bis 6

dadurch gekennzeichnet, dass

das Stahlflachprodukt eine Streckgrenze mit kontinuierlichem Verlauf ($R_{p0,2}$) oder eine Streckgrenze mit einer Differenz (ΔR_e) zwischen oberem Streckgrenzenwert (R_{eH}) und unterem Streckgrenzenwert (R_{eL}) von höchstens 45 MPa aufweist und/oder

EP 4 516 955 A2

das Stahlflachprodukt eine Gleichmaßdehnung A_g von mindestens 10 % aufweist und/oder
das Stahlflachprodukt eine Bruchdehnung A_{80} von mindestens 15 %, bevorzugt mindestens 20% aufweist.

8. Verfahren zum Herstellen eines Stahlflachproduktes für die Warmumformung mit einem Korrosionsschutzüberzug umfassend folgende Arbeitsschritte:

a) Zurverfügungstellen einer Bramme oder einer Dünnbramme, die aus Stahl, der neben Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen (in Gew.-%) aus

10	C:	0,06 - 0,5 %,
	Si:	0,05 - 0,6 %,
	Mn:	0,4 - 3,0 %,
	Al:	0,06 - 1,0 %,
	Nb:	0,001 - 0,2 %,
15	Ti:	0,001 - 0,10 %
	B:	0,0005 - 0,01 %
	P:	$\leq 0,03$ %,
	S:	$\leq 0,02$ %,
20	N:	$\leq 0,02$ %,
	Sn:	$\leq 0,03$ %
	As:	$\leq 0,01$ %

sowie optional einem oder mehreren der Elemente "Cr, Cu, Mo, Ni, V, Ca, W" in folgenden Gehalten

25	Cr:	0,01 - 1,0 %,
	Cu:	0,01 - 0,2 %,
	Mo:	0,002 - 0,3 %,
30	Ni:	0,01 - 0,5 %
	V:	0,001 - 0,3 %
	Ca:	0,0005 - 0,005 %
	W:	0,001 - 1,0 %

besteht

b) Durcherwärmen der Bramme oder Dünnbramme bei einer Temperatur (T_1) von 1100 - 1400 °C;

c) optionales Vorwalzen der durcherwärmten Bramme oder Dünnbramme zu einem Zwischenprodukt mit einer Zwischenprodukttemperatur (T_2) von 1000 - 1200 °C;

d) Warmwalzen zu einem warmgewalzten Stahlflachprodukt, wobei die Endwalztemperatur (T_3) 750 - 1000 °C beträgt;

e) optionales Haspeln des warmgewalzten Stahlflachprodukts, wobei die Haspeltemperatur (T_4) höchstens 700 °C beträgt;

f) Entzundern des warmgewalzten Stahlflachprodukts;

g) optionales Kaltwalzen des Stahlflachprodukts, wobei der Kaltwalzgrad mindestens 30 % beträgt;

h) Glühen des Stahlflachprodukts bei einer Glühtemperatur (T_5) von 650 - 900 °C;

i) Abkühlen des Stahlflachprodukts auf eine Eintauchtemperatur (T_6), welche 650 - 800 °C, bevorzugt 670 - 800 °C beträgt;

j) Beschichten des auf die Eintauchtemperatur abgekühlten Stahlflachprodukts mit einem Korrosionsschutzüberzug durch Schmelztauchbeschichten in einem Schmelzenbad mit einer Schmelzentemperatur (T_7) 660 - 800 °C, bevorzugt 680 - 740 °C;

k) Abkühlen des beschichteten Stahlflachprodukts auf Raumtemperatur, wobei die erste Abkühldauer t_{mT} im Temperaturbereich zwischen 600 °C und 450 °C mehr als 10s, insbesondere mehr als 14s beträgt und die zweite Abkühldauer t_{nT} im Temperaturbereich zwischen 400 °C und 300 °C mehr als 8s, insbesondere mehr als 12s beträgt;

l) optionales Dressieren des beschichteten Stahlflachprodukts.

9. Verfahren nach Satz 8, wobei für das Verhältnis Al/Nb aus Al -Gehalt zu Nb -Gehalt des Stahls der Bramme oder Dünnbramme gilt:

$$Al/Nb \leq 20.0 \text{ wenn } Mn \leq 1,6 \text{ Gew.-%}$$

und

$$\text{Al/Nb} \leq 30.0 \text{ wenn } \text{Mn} \geq 1,7 \text{ Gew.}\%$$

- 5 10. Verfahren nach einem der Sätze 8 bis 9
dadurch gekennzeichnet, dass beim Schmelztauchbeschichten ein Schmelzbad verwendet wird, das den auf das
Stahlflachprodukt aufzubringenden Korrosionsschutz in flüssiger Form enthält, welche aus bis 15 Gew.-% Si, optional
2-4 Gew.-% Fe, optional bis zu 5 Gew.-% Alkali- oder Erdalkalimetalle und optional bis zu 10 % Zn und optionalen weiteren
Bestandteilen, deren Gehalte in Summe auf höchstens 2,0 Gew.-% beschränkt sind, und als Rest Aluminium besteht.
- 10 11. Blechformteil geformt aus einem Stahlflachprodukt umfassend ein Stahlsubstrat aus Stahl, der neben Eisen und
unvermeidbaren Verunreinigungen (in Gew.-%) aus

	C:	0,06 - 0,5 %,
15	Si:	0,05 - 0,6 %,
	Mn:	0,4 - 3,0 %,
	Al:	0,06 - 1,0 %,
	Nb:	0,001 - 0,2 %,
20	Ti:	0,001 - 0,10 %,
	B:	0,0005 - 0,01 %,
	P:	≤ 0,03 %,
	S:	≤ 0,02 %,
	N:	≤ 0,02 %,
25	Sn:	≤ 0,03 %,
	As:	≤ 0,01 %,

sowie optional einem oder mehreren der Elemente "Cr, Cu, Mo, Ni, V, Ca, W" in folgenden Gehalten

30	Cr:	0,01 - 1,0 %,
	Cu:	0,01 - 0,2 %,
	Mo:	0,002 - 0,3 %,
	Ni:	0,01 - 0,5 %,
35	V:	0,001 - 0,3 %,
	Ca:	0,0005 - 0,005 %,
	W:	0,001 - 1,0 %,

- 40 besteht, und einen Korrosionsschutzüberzug.
12. Blechformteil nach Satz 11,
wobei für das Verhältnis Al/Nb aus Al-Gehalt zu Nb-Gehalt gilt:

$$\text{Al/Nb} \leq 20.0 \text{ wenn } \text{Mn} \leq 1,6 \text{ Gew.}\%$$

45 und

$$\text{Al/Nb} \leq 30.0 \text{ wenn } \text{Mn} \geq 1,7 \text{ Gew.}\%$$

- 50 13. Blechformteil nach einem der Sätze 11 bis 12
dadurch gekennzeichnet, dass
- das Stahlsubstrat des Blechformteils ein Gefüge mit zumindest teilweise mehr als 80 % Martensit und/oder unterem
Bainit, bevorzugt mehr zumindest teilweise mehr als 90 % Martensit und/oder unterem Bainit, aufweist
55 und wobei bevorzugt die ehemaligen Austenitkörner des Martensit einen mittleren Korndurchmesser aufweisen, der
kleiner ist als 14 μm, insbesondere kleiner als 12 μm, bevorzugt kleiner als 10 μm.

14. Blechformteil nach einem der Sätze 11 bis 15

dadurch gekennzeichnet, dass

das Blechformteil zumindest teilweise eine Streckgrenze von mindestens 950 MPa, insbesondere mindestens 1100 MPa, bevorzugt mindestens 1500 MPa, insbesondere mindestens 1500 MPa aufweist

und/oder

das Blechformteil zumindest teilweise eine Zugfestigkeit von mindestens 1000 MPa, insbesondere mindestens 1100 MPa, bevorzugt mindestens 1500 MPa, insbesondere mindestens 1800 MPa aufweist

und/oder

das Blechformteil zumindest teilweise eine Bruchdehnung A80 von mindestens 4 %, bevorzugt mindestens 5 %, besonders bevorzugt mindestens 6 % aufweist und/oder

das Blechformteil zumindest teilweise einen Biegewinkel von mindestens 30°, insbesondere mindestens 40°, bevorzugt mindestens 50° aufweist.

15. Blechformteil nach einem der Sätze 11 bis 14,

dadurch gekennzeichnet, dass

das Blechformteil feine Ausscheidungen im Gefüge, insbesondere in Form von Niobkarbonitriden und/oder Titankarbonitriden, aufweist.

16. Blechformteil nach einem der Sätze 11 bis 15,

dadurch gekennzeichnet, dass

das elektrochemische Potenzial der Oberfläche des Blechformteils in einem korrosiv wirkenden Medium mindestens -0,50 V beträgt.

17. Blechformteil nach einem der Sätze 11 bis 16,

dadurch gekennzeichnet, dass

der Korrosionsschutzüberzug ein Korrosionsschutzüberzug auf Aluminiumbasis ist und eine Legierungsschicht und eine Al-Basissschicht umfasst

und wobei im Querschliff der Legierungsschicht auf einer Messlänge von 500 µm die mit Poren besetzte Fläche in der Legierungsschicht kleiner 250 µm² ist und wobei insbesondere der Anteil der von Poren besetzten Fläche mit einem Durchmesser größer oder gleich 0,1 µm weniger als 10 % beträgt.

18. Blechformteil nach einem der Sätze 11 bis 17,

dadurch gekennzeichnet, dass

der Schweißbereich mindestens 0,9 kA beträgt.

19. Blechformteil nach einem der Sätze 11 bis 18,

dadurch gekennzeichnet, dass der Nb-Anteil in der Legierungsschicht größer ist als 0,010 Gew.-%, bevorzugt größer 0,015 Gew.-%, insbesondere größer 0,018 Gew.-%.

20. Verfahren zum Herstellen eines Blechformteils, umfassend folgende Arbeitsschritte:

a) Bereitstellen eines Blechzuschnitts aus einem Stahlflachprodukt nach einem der Sätze 1 bis 7

b) Erwärmen des Blechzuschnitts derart, dass zumindest teilweise die AC3 Temperatur des Zuschnitts überschritten ist und die Temperatur T_{Einlg} des Zuschnitts beim Einlegen in ein für ein Warmpressformen vorgesehenes Umformwerkzeug (Arbeitsschritt c)) zumindest teilweise eine Temperatur oberhalb von $M_s + 100^\circ\text{C}$ aufweist, wobei M_s die der Martensitstarttemperatur bezeichnet.

c) Einlegen des erwärmten Blechzuschnitts in ein Umformwerkzeug, wobei die für das Entnehmen aus der Erwärmungseinrichtung und das Einlegen des Zuschnitts benötigte Transferdauer t_{Trans} höchstens 20 s, bevorzugt höchstens 15 s, beträgt;

d) Warmpressformen des Blechzuschnitts zu dem Blechformteil, wobei der Zuschnitt im Zuge des Warmpressformens über eine Dauer t_{WZ} von mehr als 1 s mit einer zumindest teilweise mehr als 30 K/s betragenden Abkühlgeschwindigkeit r_{WZ} auf die Zieltemperatur T_{Ziel} abgekühlt und optional dort gehalten wird;

e) Entnehmen des auf die Zieltemperatur T_{Ziel} abgekühlten Blechformteils aus dem Werkzeug;

21. Verfahren nach Satz 20, wobei die zumindest teilweise im Blechzuschnitt erreichte Temperatur in Schritt b) zwischen A_{c3} und 1000 °C, bevorzugt zwischen 850 °C und 950 °C liegt.

22. Verfahren nach einem der Sätze 20 bis 22, wobei die Zieltemperatur T_{Ziel} des Blechformteils zumindest teilweise

unterhalb 400 °C, bevorzugt unterhalb 300°C liegt.

5

10

15

20

25

30

35

40

45

50

55

Tabelle 1 (Stahlsorten)

Stahl	C	Si	Mn	Al	Cr	Nb	Ti	B	P	S	N	Sn	As	Cu	Mo	Ca	Ni	Al/Nb
A	0,22	0,145	1,1	0,18	0,2	0,032	0,017	0,0024	0,004	0,0007	0,0034						0,03	5,6
B	0,35	0,16	1,1	0,21	0,118	0,026	0,0096	0,0025	0,005	<0,0005	0,0035	0,005	0,005	0,019	0,005	0,001	0,032	8,1
C	0,131	0,20	1,17	0,13	0,21	0,021	0,004	0,0021	0,011	0,005	0,0059			0,04	0,025	0,0012	0,06	6,2
D*	0,087	0,12	1,52	0,05	0,1	0,04	0,008	0,0010	0,015	0,005	0,009	0,02		0,1	0,05		0,034	1,3
E*	0,235	0,3	1,3	0,05	0,28	0,005	0,040	0,0035	0,02	0,005	0,007	0,03	0,01	0,03	0,03	0,005	0,025	16,7
F*	0,37	0,3	1,4	0,05	0,18	0,005	0,040	0,0035	0,015	0,005	0,007	0,03	0,01	0,05	0,035	0,005	0,03	16,7
G	0,15	0,3	1,15	0,1	0,3	0,028	0,015	0,0030	0,015	0,005	0,0060	0,03	0,01	0,12	0,05	0,005	0,027	3,6
H	0,165	0,45	2,4	0,75	0,75	0,03	0,035	0,002	0,02	0,005	0,005	0,03	0,01	0,1			0,048	25,0
I	0,46	0,2	0,8	0,2	0,12	0,03	0,010	0,0025	0,005	0,0005	0,0035	0,005	0,003	0,019	0,005	0,001	0,019	6,7
J	0,25	0,17	0,6	0,07	0,25	0,005	0,021	0,0007	0,006	0,0007	0,0034	0,015	0,006	0,041	0,01	0,001	0,03	14,0
Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen. Angaben jeweils in Gew.-%;																		
* nicht erfindungsgemäße Referenzbeispiele																		

EP 4 516 955 A2

Tabelle 2 (Herstellungsbedingungen Stahlflachprodukt)

Prozessvariante	T1 [°C]	T2 [°C]	T3 [°C]	T4 [°C]	KWG [%]	T5 [°C]	T6 [°C]	T7 [°C]	tmT [s]	tnT [s]
a	1250	1075	850	630	55	775	685	678	15	15
b	1280	1110	860	620	50	787	708	686	15	15
c	1205	1060	820	550	55	768	684	683	18	15
d	1210	1120	910	580	55	770	685	685	18	15
e	1205	1065	830	555	45	655	650	680	15	15
f	1210	1110	900	575	70	760	720	700	20	18
g	1320	1080	840	620	50	805	715	710	23	20
h	1315	1090	910	655	55	870	800	720	25	23
i	1300	1120	830	585	55	895	800	725	50	28
j	1310	1095	915	630	65	830	740	710	25	25
k	1240	1080	870	620	50	823	728	710	55	50
l	1280	1100	870	630	55	808	713	708	18	15
m	1280	1085	870	580	50	795	715	708	22	20
n	1285	1105	885	640	65	755	685	675	15	11
Angaben teilweise gerundet										

Tabelle 3 (Beschichtungsvariante)

Beschichtungvariante	Schmelzenanalyse					Schichtdicke (einseitig) [μm]
	Si	Fe	Mg	Sonstige	Al	
α	9,5	3	0,5	<1%	Rest	10
β	8	3,5	0,5	<1%	Rest	40
γ	10	3	<0,01	<1%	Rest	25
δ	8,2	3,8	0,25	<1%	Rest	27
ε	10,5	5,1	0,33	<1%	Rest	30
φ	8,1	3,9	<0,01	<1%	Rest	25

Tabelle 4 (Stahlflächprodukt)

Beschichtungsversuch-Nr.	Stahl	Dicke des Stahlbandes [mm]	Prozessvariante	Beschichtungs-variante	Streckgrenzenart	Rp0,2 oder ReL [MPa]	ReH [MPa]	Rm [MPa]	Bruchdehnung A80 [%]	Gleichmaßdehnung Ag [%]
1	A	1,5	m	γ	kontinuierlich	536		634	20	13
2	A	1,5	l	δ	kontinuierlich	488		618	21	14
3*	D	1,4	a	ϕ	ausgeprägt	436	447	600	19	13
4	C	1,5	b	γ	kontinuierlich	443		636	22	14
5	C	1,5	j	ϕ	kontinuierlich	464		671	21	12
6	C	1,6	k	δ	kontinuierlich	427		588	23	13
7	B	1,5	a	γ	kontinuierlich	493		717	20	12
8	B	1,5	j	α	kontinuierlich	436		682	21	13
9	B	1,5	b	β	kontinuierlich	451		693	20	12
10*	F	1,6	a	γ	kontinuierlich	403		591	24	13
11*	F	1,6	f	ε	kontinuierlich	411		603	20	13
12*	E	1,6	c	γ	kontinuierlich	452		657	18	11
13*	E	1,7	c	δ	kontinuierlich	395		602	19	12
14	G	1,6	h	δ	kontinuierlich	401		553	23	12
15	H	1,6	d	ε	kontinuierlich	483		622	20	11
16	I	1,4	e	γ	kontinuierlich	511		723	16	10
17*	D	1,6	9	β	ausgeprägt	408	418	527	21	13
18*	F	1,5	i	γ	kontinuierlich	371		553	26	14
19	J	1,5	n	α	kontinuierlich	444		632	19	13
20	A	1,5	m	δ	n.B	n.B	n.B	n.B	n.B	n.B.
* nicht erfindungsgemäße Referenzbeispiele										

Tabelle 5 (Parameter Warmumformung)

Warmumformvariante	Mittlere Aufheizgeschwindigkeit $r_{\text{Ofen}} [30 - 700 \text{ }^{\circ}\text{C}] [\text{K/s}]$	$T_{\text{Ofen}} [^{\circ}\text{C}]$	$t_{\text{Ofen}} [\text{min.}]$	Transferzeit [s]	Taupunkt Ofen $[^{\circ}\text{C}]$	$T_{\text{Einlg}} [^{\circ}\text{C}]$	$T_{\text{wz}} [^{\circ}\text{C}]$	twz [s]	Abkühlgeschwindigkeit rwz $[\text{K/s}]$	$T_{\text{Ziel}} [^{\circ}\text{C}]$
I	8	925	6	8	-5	800	RT	15	50	50
II	5	920	6	6	-5	815	RT	6	300	40
III	15	920	5	5	-5	830	RT	15	50	50
IV	10	880	6	7	-5	740	100	10	50	120
V	8	950	3	12	-5	770	100	10	50	120
VI	10	925	4	7	-5	810	RT	10	450	40
VII	5	920	10	7	-5	807	RT	15	50	50
VIII	5	920	12	8	-5	796	RT	15	100	50
IX	5	920	12	14	-5	728	100	10	200	110
X	5	920	6	10	-5	792	550	15	50	560
Angaben teilweise gerundet										

Tabelle 6 (Parameter Warmumformung)

Warmumformvariante	Mittlere Aufheizgeschwindigkeit r_{Ofen} [30 - 700 °C] [K/s]	$T_{Einlauf}$ [°C]	T_{max} [°C]	$T_{Auslauf}$ [°C]	t_{Ofen} [min.]	Transferzeit [s]	Taupunkt [°C]	T_{Einlg} [°C]	T_{wz} [°C]	t_{wz} [s]	Abkühlgeschwindigkeit r_{wz} [K/s]	T_{Ziel} [°C]
A.I	4	700	930	930	6	8	-5	795	RT	15	100	50
A.II	5	750	910	910	6	8	-5	775	RT	15	100	50
A.III	6	800	930	930	5	6	-5	820	RT	15	100	50
A.IV	7,5	830	930	930	5	10	-5	770	RT	15	100	50
A.V	8	850	950	950	4,5	8	-15	810	RT	15	100	50
A.VI	6	750	955	910	5	6	+5	792	RT	15	100	50
A.VII	7	830	950	950	4,5	12	+5	776	RT	15	100	50
A.VIII	4,5	750	880	880	6	8	+15	761	RT	15	100	50
A.IX	5	800	880	880	6	10	+15	745	RT	15	100	50
A.X	5,5	800	920	880	6	8	+20	760	RT	15	100	50
A.XI	6	800	930	930	12	7	-20	804	RT	15	100	50
Angaben teilweise gerundet												

Tabelle 7 (Blechformteil)

Umformversuch Nr.	Beschichtungsversuch Nr.	Stahl	Prozessvariante	Beschichtungsvariante	Warmumformvariante	Streckgrenze [MPa]	Zugfestigkeit [MPa]	A80 [%]	Biege winkel [°]
1	1	A	m	γ	II	1203	1451	5,4	64
2	2	A	I	δ	I	1152	1390	5,8	67
3*	3	D	a	ϕ	I	444	685	16,6	130
4	4	C	b	γ	I	1002	1224	6,1	87
5	5	C	j	ϕ	V	971	1182	5,4	84
6	6	C	k	δ	VII	993	1212	5,3	82
7	7	B	a	γ	II	1422	1856	5,3	45
8	8	B	j	α	III	1411	1846	5,5	46
9	9	B	b	β	IV	1391	1823	5,0	43
10*	10	F	a	γ	II	1400	1854	5	45
11*	11	F	f	ε	IX	1380	1830	5,2	44
12*	12	E	c	γ	II	1134	1486	5,6	60
13*	13	E	c	δ	I	1136	1484	5,8	54
14	14	G	h	δ	II	982	1197	5,5	82
15	15	H	d	ε	X	853	1107	7,2	87
16	16	I	e	γ	VIII	1622	1893	4,5	36
17*	17	D	g	β	V	420	660	17,2	135
18*	18	F	i	γ	IX	1361	1816	5,4	45
19	20	A	m	δ	X	449	634	18,2	134
20	20	A	m	δ	VI	1218	1509	5,1	62
21	19	J	n	α	I	1189	1478	5,5	58
22	19	J	n	α	IV	1158	1402	5,8	63
23	1	A	m	γ	A.III	1162	1471	5,4	61
24	1	A	m	γ	A.VI	1195	1482	5,1	59

EP 4 516 955 A2

Tabelle 8 (Gefüge)

Umformversuch Nr.	Gefüge					Korndurchmesser der ehem. Austenitkörner
	Martensit	Bainit	Ferrit	Restaustenit	Feine (Nb,Ti)(C,N) - Ausscheidungen Anteil [%] / Mittlerer Durchmesser	
1	99,9	-	-	0,1	94% / 7nm	7,5 µm
2	99,5	-	-	0,5	n.b.	6,8 µm
3*	38,5 Martensit + Bainit		60%	1,5	25% / 12 nm	21 µm
4	100	-	-	-	97% / 5 nm	9,5 µm
5	99	-	-	1	96% / 5 nm	11 µm
6	100	-	-	-	98%/5 nm	10 µm
7	99,9	-	-	0,1	96% / 6 nm	7,1 µm
8	99,9	-	-	0,1	94% / 8 nm	6,4 µm
9	99,9	-	-	0,1	94% / 6 nm	6,1 µm
10*	99,9	-	-	0,1	Nur grobe Ausschei- dungen	9 um
11*	100	-	-	-	Nur grobe Ausschei- dungen	11 µm
12*	100	-	-	-	Nur grobe Ausschei- dungen	14,8 µm
13*	99,9	-	-	0,1	Nur grobe Ausschei- dungen	13,7 µm
14	99,5	-	-	0,5	97% / 7 nm	9,5 µm
15	95,5% Bainit+Martensit		-	4,5	98 %/ 7 nm	n. b.
16	100	-	-	0	n.b.	10,8 mm
17*	42% Martensit + Bainit		57	1,0	23% / 13pm	19 µm
18*	100	-	-	-	Nur grobe Ausschei- dungen	12 µm
19	32% Martensit + Bainit		67%	1,0	n.B.	n. b.
20	99,5	-	0,5	-	n.B.	5,8 µm
21	99,9	-	0,1	-	n.b.	n.b.
22	97,5	-	2,5	.	n.b.	n.b.
23	100	-	-	n.b.	n.b.	n.b.
24	100	-	-	n.b.	n.b.	n.b.
* nicht erfindungsgemäße Referenzbeispiele						

Tabelle 9 (Eigenschaften des Blechformteils)

Umfarmversuch Nr.	Mit Poren besetzte Fläche auf einer Messlänge von 500 μm in der Legierungsschicht in μm^2	Anteil der von Poren besetzten Fläche mit einem Durchmesser größer oder gleich 0,1 μm in %	Mittlerer Nb- Gehalt in der Legierungsschicht in Gew.-%	Elektrochemisches Potential in V	Schweißbereich in kA
1	200	7	0,027	- 0,325	1,2
2	85	4	0,029	- 0,351	1,4
3*	175	55	0,030	- 0,301	0,8
4	180	7	0,018	-0,338	1,2
5	200	8	0,019	- 0,378	1,1
6	75	4	0,020	- 0,370	1,5
7	190	5	0,021	- 0,325	1,5
8	100	2,5	0,022	-0,338	1,4
9	60	2	0,019	- 0,384	1,4
10*	185	23	0,001	- 0,447	0,8
11*	135	42	0,002	- 0,418	0,6
12*	185	50	0,001	- 0,417	0,8
13*	100	25	0,001	- 0,435	0,8
14	110	4	0,024	-0,338	1,6
15	125	7	0,026	- 0,383	1,4
16	190	7	0,025	- 0,412	0,9
17*	110	27	0,031	- 0,305	0,8
18*	200	45	0,001	- 0,407	0,5
19	135	6	0,025	- 0,418	1,5
20	74	4	0,029	- 0,364	1,5
* nicht erfindungsgemäße Referenzbeispiele					

Patentansprüche

1. Stahl Flachprodukt für die Warmumformung, umfassend ein Stahlsubstrat aus Stahl, der neben Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen (in Gew.-%) aus

C: 0,06-0,5 %,
 Si: 0,05-0,6 %,
 Mn: 0,4-3,0 %,
 Al: 0,06-1,0 %,
 Nb: 0,001-0,2 %,
 Ti: 0,001-0,10 %,
 B: 0,0005-0,01 %,
 P: $\leq$ 0,03 %,
 S: $\leq$ 0,02 %,

EP 4 516 955 A2

(fortgesetzt)

N:	≤ 0,02 %,
Sn:	≤ 0,03 %,
As:	≤ 0,01 %,

sowie optional einem oder mehreren der Elemente Cr, Cu, Mo, Ni, V, Ca, W in folgenden Gehalten

Cr:	0,01-1,0 %,
Cu:	0,01-0,2 %,
Mo:	0,002-0,3 %,
Ni:	0,01-0,5 %,
V:	0,001-0,3 %,
Ca:	0,0005-0,005 %,
W:	0,001-1,0 %,

besteht, wobei für das Verhältnis Al/Nb aus Al-Gehalt zu Nb-Gehalt gilt:

$$\text{Al/Nb} \leq 20.0 \text{ wenn } \text{Mn} \leq 1,6 \text{ Gew.}\%$$

und

$$\text{Al/Nb} \leq 30.0 \text{ wenn } \text{Mn} \geq 1,7 \text{ Gew.}\%$$

2. Stahlflachprodukt nach einem der voranstehenden Ansprüche **dadurch gekennzeichnet, dass** es auf mindestens einer Seite einen Korrosionsschutzüberzug aufweist.
3. Stahlflachprodukt nach Anspruch 2, **dadurch gekennzeichnet, dass** der Korrosionsschutzüberzug ein Korrosionsschutzüberzug auf Aluminium-Basis ist und eine Legierungsschicht und eine Al-Basissschicht aufweist.
4. Stahlflachprodukt nach einem der Ansprüche 1 bis 3 **dadurch gekennzeichnet, dass** das Stahlflachprodukt eine Streckgrenze mit kontinuierlichem Verlauf (Rp0,2) oder eine Streckgrenze mit einer Differenz (ΔRe) zwischen oberem Streckgrenzenwert (ReH) und unterem Streckgrenzenwert (ReL) von höchstens 45 MPa aufweist und/oder das Stahlflachprodukt eine Gleichmaßdehnung Ag von mindestens 10 % aufweist und/oder das Stahlflachprodukt eine Bruchdehnung A80 von mindestens 15 %, bevorzugt mindestens 20 % aufweist.
5. Verfahren zum Herstellen eines Stahlflachproduktes für die Warmumformung mit einem Korrosionsschutzüberzug, umfassend folgende Arbeitsschritte:

a) Zurverfügungstellen einer Bramme oder einer Dünnbramme, die aus Stahl, der neben Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen (in Gew.-%) aus

C:	0,06-0,5 %,
Si:	0,05-0,6 %,
Mn:	0,4-3,0 %,
Al:	0,06-1,0 %,
Nb:	0,001-0,2 %,
Ti:	0,001-0,10 %,
B:	0,0005-0,01 %,
P:	≤ 0,03 %,
S:	≤ 0,02 %,
N:	≤ 0,02 %,
Sn:	≤ 0,03 %,

EP 4 516 955 A2

(fortgesetzt)

As: $\leq 0,01 \%$,

sowie optional einem oder mehreren der Elemente "Cr, Cu, Mo, Ni, V, Ca, W" in folgenden Gehalten

Cr: 0,01-1,0 %,

Cu: 0,01-0,2 %,

Mo: 0,002-0,3 %,

Ni: 0,01-0,5 %,

V: 0,001-0,3 %,

Ca: 0,0005-0,005 %,

W: 0,001-1,0 %,

besteht, wobei für das Verhältnis Al/Nb aus Al-Gehalt zu Nb-Gehalt gilt:

$$\text{Al/Nb} \leq 20.0 \text{ wenn } \text{Mn} \leq 1,6 \text{ Gew.}\%$$

und

$$\text{Al/Nb} \leq 30.0 \text{ wenn } \text{Mn} \geq 1,7 \text{ Gew.}\%;$$

b) Durcherwärmen der Bramme oder Dünnbramme bei einer Temperatur (T1) von 1100-1400°C;

c) optionales Vorwalzen der durcherwärmten Bramme oder Dünnbramme zu einem Zwischenprodukt mit einer Zwischenprodukttemperatur (T2) von 1000-1200°C;

d) Warmwalzen zu einem warmgewalzten Stahlflachprodukt, wobei die Endwalztemperatur (T3) 750-1000°C beträgt;

e) optionales Haspeln des warmgewalzten Stahlflachprodukts, wobei die Haspeltemperatur (T4) höchstens 700°C beträgt;

f) Entzndern des warmgewalzten Stahlflachprodukts;

g) optionales Kaltwalzen des Stahlflachprodukts, wobei der Kaltwalzgrad mindestens 30 % beträgt;

h) Glühen des Stahlflachprodukts bei einer Glühtemperatur (T5) von 650-900°C;

i) Abkühlen des Stahlflachprodukts auf eine Eintauchtemperatur (T6), welche 650-800°C, bevorzugt 670-800°C beträgt;

j) Beschichten des auf die Eintauchtemperatur abgekühlten Stahlflachprodukts mit einem Korrosionsschutzüberzug durch Schmelztauchbeschichten in einem Schmelzenbad mit einer Schmelzentemperatur (T7) 660-800°C, bevorzugt 680-740°C;

k) Abkühlen des beschichteten Stahlflachprodukts auf Raumtemperatur, wobei die erste Abkühldauer t_{mT} im Temperaturbereich zwischen 600°C und 450°C mehr als 10s, insbesondere mehr als 14s beträgt und die zweite Abkühldauer t_{nT} im Temperaturbereich zwischen 400°C und 300°C mehr als 8s, insbesondere mehr als 12s beträgt;

l) optionales Dressieren des beschichteten Stahlflachprodukts.

6. Verfahren nach Anspruch 5 **dadurch gekennzeichnet, dass** beim Schmelztauchbeschichten ein Schmelzbad verwendet wird, das den auf das Stahlflachprodukt aufzubringenden Korrosionsschutz in flüssiger Form enthält, welche aus bis 15 Gew.-% Si, optional 2-4 Gew.-% Fe, optional bis zu 5 Gew.-% Alkali- oder Erdalkalimetalle und optional bis zu 10 % Zn und optionalen weiteren Bestandteilen, deren Gehalte in Summe auf höchstens 2,0 Gew.-% beschränkt sind, und als Rest Aluminium besteht.

7. Blechformteil geformt aus einem Stahlflachprodukt, umfassend ein Stahlsubstrat aus Stahl, der neben Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen (in Gew.-%) aus

C: 0,06-0,5 %,

EP 4 516 955 A2

(fortgesetzt)

Si:	0,05-0,6 %,
Mn:	0,4-3,0 %,
Al:	0,06-1,0 %,
Nb:	0,01-0,2 %,
Ti:	0,001-0,10 %,
B:	0,0005-0,01 %,
P:	≤ 0,03 %,
S:	≤ 0,02 %,
N:	≤ 0,02 %,
Sn:	≤ 0,03 %,
As:	≤ 0,01 %,

sowie optional einem oder mehreren der Elemente Cr, Cu, Mo, Ni, V, Ca, W in folgenden Gehalten

Cr:	0,01-1,0 %,
Cu:	0,01-0,2 %,
Mo:	0,002-0,3 %,
Ni:	0,01-0,5 %,
V:	0,001-0,3 %,
Ca:	0,0005-0,005 %,
W:	0,001-1,0 %,

besteht, wobei für das Verhältnis Al/Nb aus Al-Gehalt zu Nb-Gehalt gilt:

$$\text{Al/Nb} \leq 20.0 \text{ wenn } \text{Mn} \leq 1,6 \text{ Gew.}\%$$

und

$$\text{Al/Nb} \leq 30.0 \text{ wenn } \text{Mn} \geq 1,7 \text{ Gew.}\%,$$

und einen Korrosionsschutzüberzug.

8. Blechformteil nach Anspruch 7 **dadurch gekennzeichnet, dass** das Stahlsubstrat des Blechformteils ein Gefüge mit zumindest teilweise mehr als 80 % Martensit und/oder unterem Bainit, bevorzugt mehr, zumindest teilweise mehr als 90 % Martensit und/oder unterem Bainit, aufweist und wobei bevorzugt die ehemaligen Austenitkörner des Martensits einen mittleren Korndurchmesser aufweisen, der kleiner ist als 14 µm, insbesondere kleiner als 12 µm, bevorzugt kleiner als 10 µm.
9. Blechformteil nach einem der Ansprüche 7 bis 8 **dadurch gekennzeichnet, dass** das Blechformteil zumindest teilweise eine Streckgrenze von mindestens 950 MPa, insbesondere mindestens 1100 MPa, bevorzugt mindestens 1300 MPa, insbesondere mindestens 1500 MPa aufweist und/oder das Blechformteil zumindest teilweise eine Zugfestigkeit von mindestens 1000 MPa, insbesondere mindestens 1100 MPa, bevorzugt mindestens 1300 MPa, insbesondere mindestens 1800 MPa aufweist und/oder das Blechformteil zumindest teilweise eine Bruchdehnung A80 von mindestens 4 %, bevorzugt mindestens 5 %, besonders bevorzugt mindestens 6 % aufweist und/oder das Blechformteil zumindest teilweise einen Biegewinkel von mindestens 30°, insbesondere mindestens 40°, bevorzugt mindestens 50° aufweist.
10. Blechformteil nach einem der Ansprüche 7 bis 9, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Blechformteil feine Ausscheidungen im Gefüge, insbesondere in Form von Niobkarbonitriden und/oder Titankarbonitriden, aufweist.
11. Blechformteil nach einem der Ansprüche 7 bis 10, **dadurch gekennzeichnet, dass** das elektrochemische Potenzial der Oberfläche des Blechformteils in einem korrosiv wirkenden Medium mindestens -0,50 V beträgt.

12. Blechformteil nach einem der Ansprüche 7 bis 11, **dadurch gekennzeichnet, dass** der Korrosionsschutzüberzug ein Korrosionsschutzüberzug auf Aluminiumbasis ist und eine Legierungsschicht und eine Al-Basissschicht umfasst und wobei im Querschliff der Legierungsschicht auf einer Messlänge von 500 μm die mit Poren besetzte Fläche in der Legierungsschicht kleiner 250 μm^2 ist und wobei insbesondere der Anteil der von Poren besetzten Fläche mit einem Durchmesser größer oder gleich 0,1 μm weniger als 10 % beträgt.

13. Blechformteil nach einem der Ansprüche 7 bis 12, **dadurch gekennzeichnet, dass** der Schweißbereich mindestens 0,9 kA beträgt.

14. Blechformteil nach einem der Ansprüche 7 bis 13, **dadurch gekennzeichnet, dass** der Nb-Anteil in der Legierungsschicht größer ist als 0,010 Gew.-%, bevorzugt größer 0,015 Gew.-%, insbesondere größer 0,018 Gew.-%.

15. Verfahren zum Herstellen eines Blechformteils, umfassend folgende Arbeitsschritte:

- a) Bereitstellen eines Blechzuschnitts aus einem Stahlflachprodukt nach einem der Ansprüche 1-4;
- b) Erwärmen des Blechzuschnitts derart, dass zumindest teilweise die AC3 Temperatur des Zuschnitts überschritten ist und die Temperatur T_{Einlg} des Zuschnitts beim Einlegen in ein für ein Warmpressformen vorgesehenes Umformwerkzeug (Arbeitsschritt c)) zumindest teilweise eine Temperatur oberhalb von $\text{Ms}+100^\circ\text{C}$ aufweist, wobei Ms die der Martensitstarttemperatur bezeichnet;
- c) Einlegen des erwärmten Blechzuschnitts in ein Umformwerkzeug, wobei die für das Entnehmen aus der Erwärmungseinrichtung und das Einlegen des Zuschnitts benötigte Transferdauer t_{Trans} höchstens 20s, bevorzugt höchstens 15s, beträgt;
- d) Warmpressformen des Blechzuschnitts zu dem Blechformteil, wobei der Zuschnitt im Zuge des Warmpressformens über eine Dauer t_{WZ} von mehr als 1s mit einer zumindest teilweise mehr als 30 K/s betragenden Abkühlgeschwindigkeit r_{WZ} auf die Zieltemperatur T_{Ziel} abgekühlt und optional dort gehalten wird;
- e) Entnehmen des auf die Zieltemperatur T_{Ziel} abgekühlten Blechformteils aus dem Werkzeug.

Fig.1a

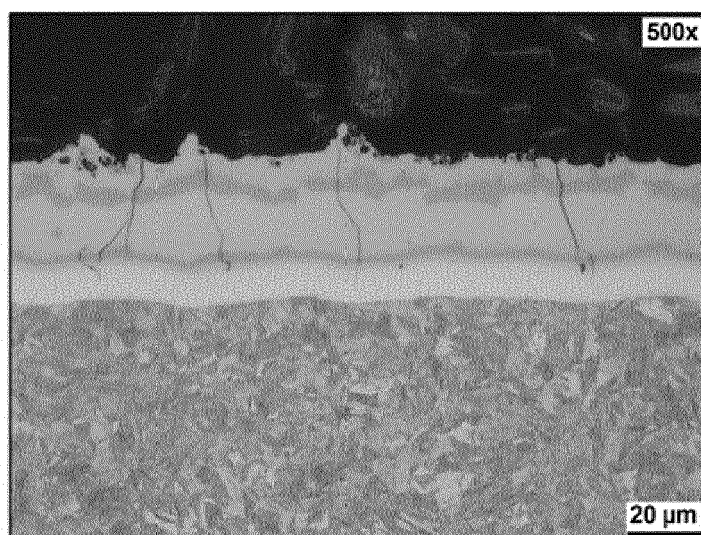


Fig.1b



Fig.2a

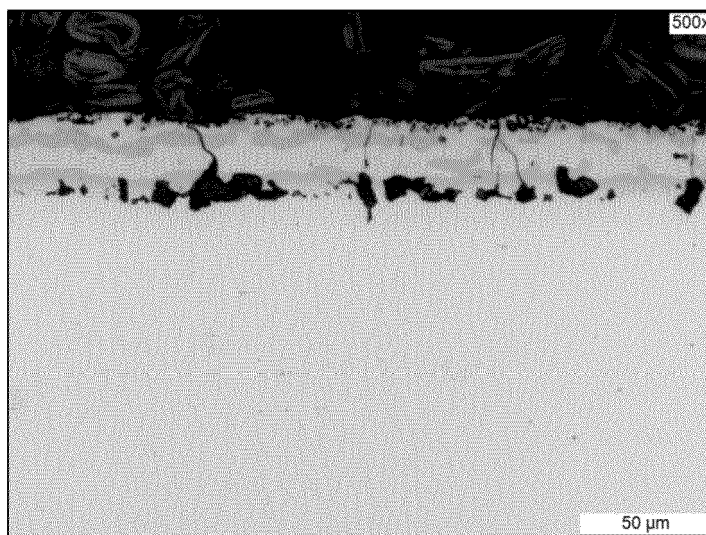


Fig.2b

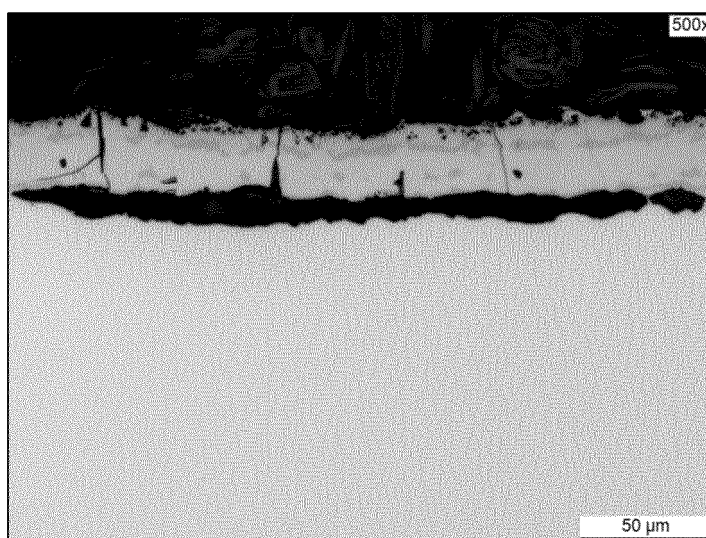
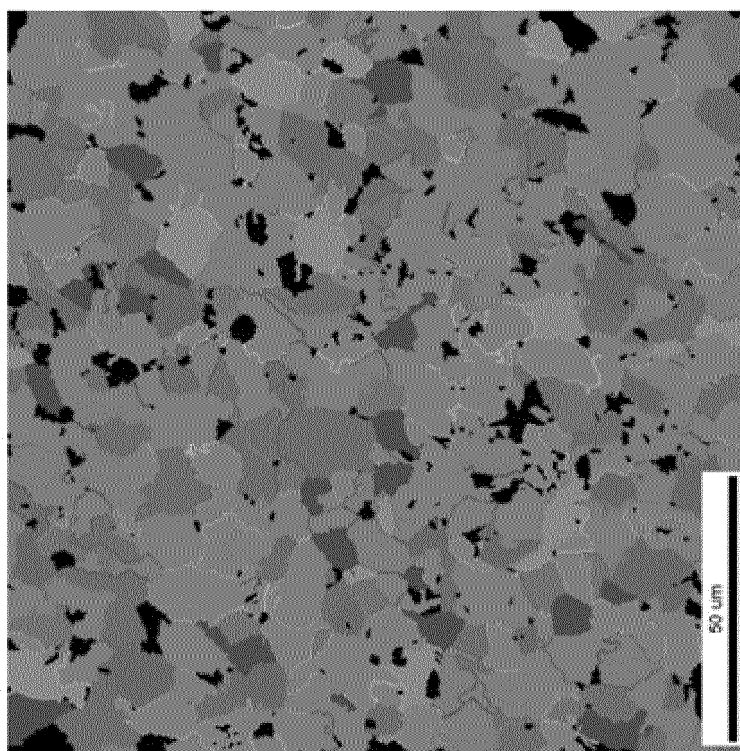


Fig.3



IN DER BESCHREIBUNG AUFGEFÜHRTE DOKUMENTE

Diese Liste der vom Anmelder aufgeführten Dokumente wurde ausschließlich zur Information des Lesers aufgenommen und ist nicht Bestandteil des europäischen Patentdokumentes. Sie wurde mit größter Sorgfalt zusammengestellt; das EPA übernimmt jedoch keinerlei Haftung für etwaige Fehler oder Auslassungen.

In der Beschreibung aufgeführte Patentdokumente

- WO 2019223854 A1 **[0006]**
- EP 2553133 B1 **[0007]**

In der Beschreibung aufgeführte Nicht-Patentliteratur

- Werkstoffkunde Stahl Band 1: Grundlagen. Verlag Stahleisen GmbH, 1984, 229 **[0140]**