



(12) **EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG**

(43) Veröffentlichungstag:
29.11.2023 Patentblatt 2023/48

(21) Anmeldenummer: **22175107.6**

(22) Anmeldetag: **24.05.2022**

(51) Internationale Patentklassifikation (IPC):
C22C 38/00 (2006.01) **C22C 38/02** (2006.01)
C22C 38/04 (2006.01) **C22C 38/06** (2006.01)
C22C 38/12 (2006.01) **C22C 38/14** (2006.01)
C22C 38/42 (2006.01) **C22C 38/44** (2006.01)
C22C 38/48 (2006.01) **C22C 38/50** (2006.01)
C22C 38/54 (2006.01) **C22C 38/60** (2006.01)
C21D 1/22 (2006.01) **C21D 1/673** (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01) **B21D 22/02** (2006.01)

(52) Gemeinsame Patentklassifikation (CPC):
C22C 38/001; B21D 22/022; B21D 37/16;
C21D 1/22; C21D 1/673; C21D 9/46; C22C 38/02;
C22C 38/04; C22C 38/06; C22C 38/12;
C22C 38/14; C22C 38/42; C22C 38/44;
C22C 38/48; C22C 38/50; (Forts.)

(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
Benannte Erstreckungsstaaten:
BA ME
Benannte Validierungsstaaten:
KH MA MD TN

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

(72) Erfinder:
• **Castro Müller, Cássia**
46117 Oberhausen (DE)

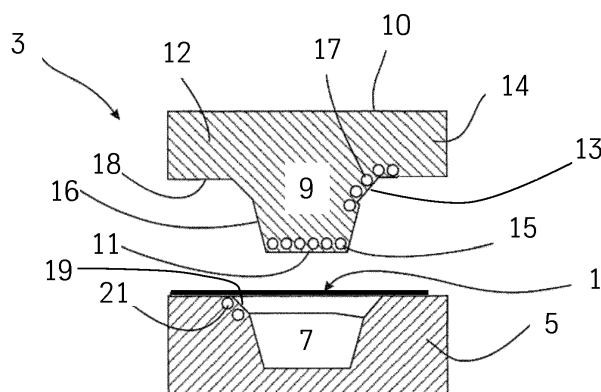
- **Rosenstock, Dirk**
45355 Essen (DE)
- **Banik, Janko**
58762 Altena (DE)
- **Gerber, Thomas**
44225 Dortmund (DE)
- **Köyer, Maria**
44141 Dortmund (DE)
- **Stille, Sebastian**
44263 Dortmund (DE)

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

(54) **BLECHFORMTEIL MIT VERBESSERTEN VERARBEITUNGSEIGENSCHAFTEN**

(57) Die Erfindung betrifft ein Verfahren zum Herstellen eines Blechformteils mit mindestens einer ersten und einer zweiten Zone mit unterschiedlichen Materialeigenschaften, sowie ein solches Blechformteil.

Fig. 1



(52) Gemeinsame Patentklassifikation (CPC): (Forts.)
C22C 38/54; C22C 38/60; C21D 2211/002;
C21D 2211/008; C21D 2211/009

Beschreibung

[0001] Die Erfindung betrifft ein Blechformteil mit verbesserten Verarbeitungseigenschaften 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 Karoseriebauteilen "Blechzuschnitte" (auch Platinen genannt) abgeteilt werden. "Blechformteile" oder "Blechbauteile" der erfindungsgemäßen Art sind aus derartigen Blechzuschnitten hergestellt, wobei hier die Begriffe "Blechformteil", "Blechbauteil" und "Bauteil" 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 6982-1, 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. Die Vickershärte HV5 wurde gemäß DIN EN ISO 6507 (2018.07) bestimmt. Unter der Streckgrenze ist im Sinne dieser Anmeldung im Falle einer ausgeprägten Streckgrenze die Streckgrenze Re zu verstehen. Im Falle einer kontinuierlichen Streckgrenze ist dagegen unter Streckgrenze der Wert für die Dehngrenze Rp0,2 zu verstehen.

[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 WO 2006/128821 und der WO 2007/122230 A1 sind Verfahren bekannt zu Herstellung von Blechformteilen mit verbesserten Verarbeitungseigenschaften. Dabei kommen Umformwerkzeuge zum Einsatz, die verschiedene Temperaturzonen aufweisen.

[0008] Vor dem Hintergrund des Standes der Technik bestand die Aufgabe ein Blechformteil so weiterzuentwickeln, dass in Verbindung mit einem Korrosionsschutzüberzug auf Aluminium-Basis verbesserte Verarbeitungseigenschaften 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 Verfahren zum Herstellen eines Blechformteils mit mindestens einer ersten und einer zweiten Zone mit unterschiedlichen Materialeigenschaften umfassend folgende Arbeitsschritte:
a. Bereitstellen eines Blechzuschnitts aus einem Stahlflachprodukt umfassend ein Stahlsubstrat aus Stahl, der neben Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen (in Gew.-%) aus

C:	0,27 - 0,5 %,
Si:	0,05 - 0,6 %,
Mn:	0,4 - 3,0 %,
Al:	0,10 - 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 %,
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.

b. Erwärmen des Blechzuschnitts derart, dass zumindest teilweise die AC3 Temperatur des Blechzuschnitts überschritten ist und die Temperatur T_{Einlg} des Blechzuschnitts 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 Martensitstarttemperatur bezeichnet;

c. Einlegen des erwärmten Blechzuschnitts in ein Umformwerkzeug, wobei das Umformwerkzeug eine Temperiereinrichtung zum Regeln der Temperatur mindestens einer seiner während des Warmpressformen mit dem Blechzuschnitt in Kontakt kommenden Abschnitte aufweist und 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 auf eine erste Zieltemperatur in der ersten Zone und eine zweite Zieltemperatur in der zweiten Zone abgekühlt wird und optional dort gehalten wird;

e. Entnehmen des abgekühlten Blechformteils aus dem Werkzeug;

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

[0011] Bei einer ersten weitergebildeten Variante beträgt der Aluminium-Gehalt mindestens 0,10 Gew.-%, besonders bevorzugt mindestens 0,11 Gew.-%, insbesondere mindestens 0,12 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 zu höheren Temperaturen 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 Widerstandspunktschweißen, die die Schweißleistung 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 dichter 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 Niob-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 Niob-Gehalt führt insbesondere beim 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 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 C und Nb 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. 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.

[0020] Ein zu hoher Nb-Gehalt führt allerdings zu einer verschlechterten Rekristallisierbarkeit. Daher beträgt der Nb-Gehalt maximal 0,2 Gew.-%. Weiterhin bevorzugt beträgt der Niob-Gehalt maximal 0,20 Gew.-%, insbesondere maximal 0,15 Gew.-%, bevorzugt maximal 0,10 Gew.-%, insbesondere maximal 0,05 Gew.-%.

[0021] Aluminium und Niob haben beide einen Einfluss auf die Kornfeinung bei der Austenitisierung im Warmumformprozess. Es hat sich herausgestellt, dass Al neben Nb 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 $\text{Al/Nb} \geq 2$, 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 kleiner gleich 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 $\text{Mn} \leq 1,6$ Gew.-% 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 .

[0022] Bei höheren Mangan-Gehalten von $\text{Mn} \geq 1,7$ 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:

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

[0023] Bevorzugt ist für $\text{Mn} \geq 1,7$ 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 .

[0024] Unabhängig vom Mangan-Gehalt ist es also optional bevorzugt ein Verhältnis von Al/Nb einzustellen, für das gilt:

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

[0025] 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 .

[0026] Kohlenstoff ("C") ist im Stahlsubstrat des Stahlflachproduktes in Gehalten von $0,27 - 0,5$ 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.

[0027] Durch hohe C-Gehalte kann allerdings die Schweißbarkeit negativ beeinflusst werden. Um die Schweißbarkeit zu verbessern, kann der Kohlenstoffgehalt auf $0,50$ Gew.-% bevorzugt auf höchstens $0,45$ Gew.-%, besonders bevorzugt $0,40$ Gew.-%, bevorzugt maximal $0,38$ Gew.-%, insbesondere maximal $0,35$ Gew.-% eingestellt werden.

[0028] Um die positiven Effekte der Anwesenheit von C besonders sicher nutzen zu können, können C-Gehalte von mindestens $0,30$ Gew.-%, bevorzugt $0,32$ Gew.-%, insbesondere mindestens $0,33$ Gew.-%, insbesondere mindestens $0,34$ Gew.-%, bevorzugt mindestens $0,35$ Gew.-% vorgesehen werden. 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.

[0029] 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 $0,30$ Gew.-% werden bevorzugt eingestellt, um die Oberflächenqualität des beschichteten Stahlflachprodukts zu verbessern.

[0030] 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 mindestens $0,5$ Gew.-%, insbesondere von mindestens $0,8$ Gew.-%, bevorzugt von mindestens $0,9$ Gew.-%, besonders bevorzugt von mindestens $1,10$ Gew.-%, sind vorteilhaft, wenn ein martensitisches Gefüge insbesondere in Bereichen größerer Umformung gewährleistet werden soll. Mangangehalte 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.-%, insbesondere auf höchstens $1,20$ Gew.-% beschränkt ist. Mangangehalte kleiner oder gleich $1,6$ Gew.-% werden darüber hinaus auch aus ökonomischen Gründen bevorzugt.

[0031] 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 zu ermöglichen, seine stark ferrithemmende Wirkung zu entfalten. Daher beträgt bei einer bevorzugten Weiterbildung der Titan-Gehalt mehr als das 3,42-fache des Stickstoffgehaltes, um eine ausreichende Abbindung von Stickstoff zu erreichen.

[0032] Bor ("B") wird hinzulegiert, um die Härbarkeit 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 Härbarkeit tritt bei Gehalten von mindestens 0,0005 Gew.-%, bevorzugt mindestens 0,0007 Gew.-%, insbesondere mindestens 0,0010 Gew.-%, insbesondere mindestens 0,0020 Gew.-% auf. Bei 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 Borgehalt auf höchstens 0,01 Gew.-%, bevorzugt höchstens 0,0100 Gew.-%, bevorzugt höchstens 0,0050 Gew.-%, insbesondere höchstens 0,0035 Gew.-%, insbesondere höchstens 0,0030 Gew.-%, bevorzugt höchstens 0,0025 Gew.-% beschränkt.

[0033] 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 0,03 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.

[0034] 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 Stickstoffgehalt in diesem Fall bevorzugt höchstens 0,010 Gew.-%, insbesondere höchstens 0,007 Gew.-%, betragen sollte.

[0035] Weitere typische Verunreinigungen sind Zinn ("Sn") und Arsen ("As"). Der Sn-Gehalt beträgt maximal 0,03 Gew.-%, bevorzugt maximal 0,02 Gew.-%. Der As-Gehalt beträgt maximal 0,01 Gew.-%, insbesondere maximal 0,005 Gew.-%.

[0036] 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.

[0037] Chrom, Kupfer, Molybdän, Nickel, Vanadium, Calcium und Wolfram können dem Stahl eines erfindungsgemäßen Stahlflachprodukts jeweils einzeln oder in Kombination miteinander optional hinzulegiert werden.

[0038] 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 Härbarkeit erzielt wird.

[0039] 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.-% beschränkt.

[0040] 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.

[0041] 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 Härbarkeit 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.

[0042] 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 diffusiver

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 Gehalt höchstens 0,3 Gew.-%, insbesondere höchstens 0,10 Gew.-%, bevorzugt höchstens 0,08 Gew.-% betragen.

[0043] 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 0,020 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.-%.

[0044] 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 Ca 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 0,003 Gew.-%, insbesondere höchstens 0,002 Gew.-%, bevorzugt maximal 0,001 Gew.-% eingehalten werden.

[0045] 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.

[0046] 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 Beschichtungsperformance und zur Gewährleistung ausreichenden Schweißverhaltens.

[0047] Die vorstehenden Erläuterungen zu Elementgehalten und deren bevorzugten Grenzen gelten entsprechend für das im folgenden beschriebene Verfahren zum Herstellen eines Blechformteils und für Blechformteil selbst.

[0048] Beim erfindungsgemäßen Verfahren wird als nächstes der so bereitgestellte Blechzuschnitt (Schritt a)) in an sich bekannter Weise so erwärmt, dass die AC1 Temperatur des Zuschnitts vom gesamten Zuschnitt überschritten ist und bevorzugt 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 $M_s+100^\circ\text{C}$, insbesondere oberhalb von $M_s+300^\circ\text{C}$, beträgt. Unter teilweisem Überschreiten einer Temperatur (hier AC3 bzw. $M_s+100^\circ\text{C}$) wird im Sinne dieser Anmeldung verstanden, dass mindestens 30%, insbesondere mindestens 60%, des Volumens des Zuschnitts, bevorzugt mindestens 90% des Volumens des Zuschnitts eine entsprechende Temperatur überschreiten. In allen Fällen, in denen auf ein teilweises Überschreiten einer Temperatur Bezug genommen wird, überschreitet bevorzugt der gesamte Zuschnitt die entsprechende Temperatur. 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, indem beispielsweise eine für den jeweiligen Verwendungszweck optimale Zähigkeit vorliegt, während die anderen Bereiche des Blechformteils eine maximierte Festigkeit besitzen.

[0049] Maximale Festigkeitseigenschaften des erhaltenen Blechformteils können dadurch ermöglicht werden, dass die zumindest teilweise im Blechzuschnitt erreichte Temperatur zwischen Ac3 und 1000°C , bevorzugt zwischen 850°C und 950°C liegt.

[0050] Dabei ist die zu überschreitende Mindesttemperatur A_{c3} gemäß der von HOUARDY, HP. in Werkstoffkunde Stahl Band 1: Grundlagen, Verlag Stahleisen GmbH, Düsseldorf, 1984, p. 229., angegebenen Formel

$$A_{c3} = (902 - 225 \cdot \%C + 19 \cdot \%Si - 11 \cdot \%Mn - 5 \cdot \%Cr + 13 \cdot \%Mo - 20 \cdot \%Ni + 55 \cdot \%V) \text{ } ^\circ\text{C}$$

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.

[0051] Eine optimal gleichmäßige Eigenschaftsverteilung lässt sich dadurch erreichen, dass der Zuschnitt im Arbeitsschritt b) vollständig durcherwärmt wird.

[0052] Bei einer bevorzugten Ausführungsvariante beträgt die mittlere Aufheizgeschwindigkeit r_{Ofen} des Blechzuschnittes beim Erwärmen in Schritt b) mindestens 3 K/s, bevorzugt mindestens 5 K/s, insbesondere mindestens 6 K/s, bevorzugt mindestens 8 K/s, insbesondere mindestens 10 K/s. Die mittlere Aufheizgeschwindigkeit r_{Ofen} ist dabei als mittlere Aufheizgeschwindigkeit von 30° C auf 700° C zu verstehen.

[0053] 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 13 Kmm/s.

[0054] 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.

[0055] 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°C=1173,15 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.

[0056] Bei einer bevorzugten Ausführungsvariante erfolgt die Erwärmung in einem Ofen mit einer Ofentemperatur T_{Ofen} von mindestens $A_{c3} + 10$ K, 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 930 °C.

[0057] Bevorzugt beträgt der Taupunkt der Ofenatmosphäre im Ofen mindestens -25°C, insbesondere mindestens -20°C, bevorzugt mindestens -15°C, insbesondere mindestens -5°C, besonders bevorzugt mindestens 0°C und maximal +25 °C, bevorzugt maximal + 20 °C insbesondere maximal +15 °C.

[0058] 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 930 °C.

[0059] 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 3 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 A_{c3} zu einer Kornvergrößerung, die sich negativ auf die mechanischen Eigenschaften auswirkt. Bei den Ausführungsvarianten, bei denen das Blechformteil einen Korrosionsschutzüberzug auf Aluminium-Basis umfasst, führt das zu lange Halten oberhalb von A_{c3} zudem dazu, dass die Dicke der Legierungsschicht (auch häufig als Interdiffusionszone bezeichnet) zu stark anwächst. Dies wirkt sich negativ auf die Schweißbarkeit des Korrosionsschutzüberzuges aus.

[0060] 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 $M_s + 100^\circ\text{C}$ liegt, insbesondere oberhalb von $M_s + 300^\circ\text{C}$, 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.

[0061] 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.

[0062] Das Umformwerkzeug weist dabei eine Temperiereinrichtung zum Regeln der Temperatur mindestens einer seiner während des Warmpressformen mit dem Blechzuschnitt in Kontakt kommenden Abschnitte auf. Hierdurch kann das Umformwerkzeug abschnittsweise auf unterschiedliche Temperaturen temperiert werden.

[0063] Im nachfolgenden Schritt d) erfolgt ein Warmpressformen des Blechzuschnitts zu dem Blechformteil, wobei der Zuschnitt im Zuge des Warmpressformens auf eine erste Zieltemperatur in der ersten Zone und eine zweite Zieltemperatur in der zweiten Zone abgekühlt wird und optional dort gehalten wird. Durch das Abkühlen auf unterschiedliche Zieltemperaturen wird erreicht, dass sich unterschiedliche Gefüge in den verschiedenen Zonen einstellen. Hierdurch werden wiederum unterschiedliche Materialeigenschaften in der ersten und der zweiten Zone gewährleistet.

[0064] Beispielsweise kann sich die Zugfestigkeit, die Härte und/oder die Duktilität in den beiden Zonen unterscheiden.

[0065] Bei der ersten Zone kann es sich beispielsweise um Bereiche des Bauteils mit einer höheren Festigkeit handeln, die für Schweißpunkte oder Flansche vorgesehen sind. Derartige zweite Zonen haben typischerweise eine Fläche von mindestens 100 cm², insbesondere von 100 bis 5000 cm².

[0066] Bei der zweiten Zone kann es sich beispielsweise um Bereich des Bauteils mit einer höheren Duktilität handeln. Derartige erste Zonen haben typischerweise eine Fläche von maximal 5000 cm², insbesondere von 1 bis 5000 cm².

[0067] Im Werkzeug wird der Zuschnitt somit nicht nur zu dem Blechformteil geformt, sondern gleichzeitig auch die jeweilige Zieltemperatur in den verschiedenen Zonen abgeschreckt. Die Abkühlrate in der ersten Zone $r_{WZ,1}$ auf die erste Zieltemperatur beträgt insbesondere mindestens 20 K/s, bevorzugt mindestens 30 K/s, insbesondere mindestens 50 K/s, in besonderer Ausführung mindestens 100 K/s. Die Abkühlrate in der zweiten Zone $r_{WZ,2}$ auf die zweite Zieltemperatur beträgt insbesondere mindestens 10 K/s, bevorzugt mindestens 15 K/s. Bevorzugt ist eine mittlere Abkühlrate $\bar{r}_{WZ,1}$ in der ersten Zone höher als eine mittlere Abkühlrate $\bar{r}_{WZ,2}$ in der zweiten Zone. Dabei bezieht sich die mittlere Abkühlrate jeweils auf den Temperaturbereich von der Einlegetemperatur T_{Einlg} zur jeweiligen ersten oder zweiten Zieltemperatur.

[0068] Nach dem Entnehmen des Blechformteils in Schritt e) erfolgt ein Abkühlen des Blechformteils auf eine Abkühltemperatur TAB von weniger als 100 °C innerhalb einer Abkühldauer t_{AB} von 0,5 bis 600 s. Dies geschieht im Regelfall durch eine Luftabkühlung.

[0069] Bei einer bevorzugten Ausführungsvariante des Verfahrens beinhalten die während des Warmpressformen mit dem Blechzuschnitt in Kontakt kommenden Abschnitte mindestens einen ersten Abschnitt und einen zweiten Abschnitt. Dabei kommt der erste Abschnitt während des Warmpressformens mit der ersten Zone in Kontakt und der zweite Abschnitt während des Warmpressformens mit der zweiten Zone in Kontakt. Zudem ist der erste Abschnitt auf eine erste Werkzeugtemperatur temperiert und der zweite Abschnitt auf eine zweite Werkzeugtemperatur temperiert, wobei bevorzugt die erste Werkzeugtemperatur geringer ist als die zweite Werkzeugtemperatur. Durch diese unterschiedlichen Abschnitte mit unterschiedlicher Werkzeugtemperatur wird gewährleistet, dass die jeweiligen Zonen des Blechzuschnitts, die mit den unterschiedlichen Abschnitten in Kontakt kommen, auf unterschiedliche Zieltemperaturen während des Warmpressformens abgekühlt werden.

[0070] Unter der Werkzeugtemperatur in einem mit dem Blechzuschnitt in Kontakt kommenden Werkzeugabschnitt wird die Oberflächentemperatur dieses Abschnitts unmittelbar vor dem Einlegen des Blechzuschnittes verstanden. Dabei ist die Temperatur über diesen Abschnitt zu mitteln. Gemessen wird eine solche Temperatur beispielsweise mittels einer Thermobildkamera. Über eine Bildanalyse kann anschließend die Temperatur über den Abschnitt gemittelt werden.

[0071] Bei einer bevorzugten Variante beträgt die erste Werkzeugtemperatur maximal 200°C. Bevorzugt liegt die erste Werkzeugtemperatur zwischen Raumtemperatur (RT) und 200 °C, bevorzugt zwischen 20 °C und 180 °C, insbesondere zwischen 50 °C und 150 °C. Durch diese niedrigen ersten Werkzeugtemperaturen lässt sich eine entsprechend niedrige erste Zieltemperatur sicher erreichen.

[0072] Die zweite Werkzeugtemperatur beträgt bevorzugt mindestens 200 °C, bevorzugt mindestens 300 °C, insbesondere mindestens 400 °C, bevorzugt mindestens 450 °C, insbesondere mindestens 500 °C. Weiterhin beträgt die zweite Werkzeugtemperatur bevorzugt maximal 600 °C, insbesondere maximal 550 °C. Diese zweiten Werkzeugtemperaturen ermöglichen eine prozesssichere Einstellung der gewünschten zweiten Zieltemperatur.

[0073] Die erste Zieltemperatur liegt insbesondere unterhalb von 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 erste Zieltemperatur besonders bevorzugt unter Ms-50°C, wobei Ms die Mar-

tensitstarttemperatur bezeichnet. Weiterhin beträgt die Zieltemperatur des Blechformteils bevorzugt mindestens 20 °C, besonders bevorzugt mindestens 50 °C. Durch diese niedrige erste Zieltemperatur lässt sich eine ausreichende Bildung von Härtegefüge sicherstellen.

[0074] Die zweite Zieltemperatur beträgt bevorzugt mindestens 200 °C, bevorzugt mindestens 300 °C, insbesondere mindestens 400 °C, bevorzugt mindestens 450 °C, insbesondere mindestens 500 °C. Weiterhin beträgt die zweite Zieltemperatur bevorzugt maximal 650 °C, besonders bevorzugt maximal 600 °C, insbesondere maximal 550 °C. Hierdurch ist sichergestellt, dass sich ein entsprechend weiches Gefüge ausbildet. Insbesondere ist die zweite Zieltemperatur größer als die erste Zieltemperatur, um das unterschiedliche Gefüge der beiden Zonen einzustellen.

[0075] Beim Warmpressformen kann sich der Blechzuschnitt maximal auf die Temperatur des anliegenden Werkzeugs abgekühlt. Die erste Zieltemperatur entspricht daher mindestens der ersten Werkzeugtemperatur. Ebenso entspricht die zweite Zieltemperatur mindestens der zweiten Werkzeugtemperatur. Durch rechtzeitiges Entnehmen des Blechformteils aus dem Werkzeug (d. h. Einstellen der Verweilzeit im Werkzeug twz) kann im Prinzip eingestellt werden, wie weit die Zieltemperatur oberhalb der zugeordneten Werkzeugtemperatur liegt. Beispielsweise kann bei einer Werkzeugtemperatur von 50 °C das Blechformteil auch entnommen werden, wenn es erst auf 350 °C abgekühlt ist. Hierzu muss das Blechformteil lediglich zum richtigen Zeitpunkt entnommen werden. Da die momentane Abkühlrate jedoch umso kleiner ist, je näher die Temperatur des Blechformteils an die Temperatur des Werkzeugs kommt, lässt sich die Zieltemperatur stabiler einstellen, wenn sich Zieltemperatur und Werkzeugtemperatur nicht so stark unterscheiden. Bei großen Differenzen ist die momentane Abkühlrate vergleichsweise hoch, so dass das Verfahren sehr sensitiv auf kleine Variationen der Verweilzeit im Werkzeug reagiert. Aus diesem Grund liegt die erste Zieltemperatur bevorzugt maximal 250 K, bevorzugt maximal 200 K, insbesondere maximal 150 K, bevorzugt maximal 100 K, insbesondere maximal 80 K oberhalb der ersten Werkzeugtemperatur. Ebenso liegt bevorzugt die zweite Zieltemperatur maximal 100 K, insbesondere maximal 70 K, bevorzugt maximal 50 K, insbesondere maximal 30 K, oberhalb der zweiten Werkzeugtemperatur. Besonders bevorzugt werden beide Kriterien gleichzeitig eingehalten.

[0076] Die Verweilzeit im Werkzeug twz beträgt bevorzugt mindestens 2s, insbesondere mindestens 3s, besonders bevorzugt mindestens 5s. Maximal beträgt die Verweilzeit im Werkzeug bevorzugt 25s, insbesondere maximal 20s, insbesondere maximal 15s, bevorzugt maximal 10s. Hierdurch lässt sich eine effiziente Produktion im industriellen Maßstab realisieren.

[0077] Die genannten Umwandlungstemperaturen werden im Sinne dieser Anmeldung wie folgt festgelegt: Die Martensitstarttemperatur eines im Rahmen der erfindungsgemäßen Vorgaben liegenden Stahls ist gemäß der Formel:

$$M_s [^{\circ}C] = (490,85 \text{ Gew.}\% - 302,6 \%C - 30,6 \%Mn - 16,6 \%Ni - 8,9 \%Cr + 2,4 \%Mo - 11,3 \%Cu + 8,58 \%Co + 7,4 \%W - 14,5 \%Si) [^{\circ}C/\text{Gew.}\%]$$

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 sind.

[0078] Die AC1-Temperatur und die AC3-Temperatur eines im Rahmen der erfindungsgemäßen Vorgaben liegenden Stahls ist gemäß den Formeln:

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

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

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)

[0079] Bei einer bevorzugten Variante des Verfahrens wird das Abkühlverhalten des Zuschnitts im Schritt d) zumindest teilweise über die Flächenpressungen des Umformwerkzeugs eingestellt. Insbesondere in Bereichen niedriger Temperaturen im Umformwerkzeug, also in dem ersten Abschnitt mit der ersten Werkzeugtemperatur, führt eine Variation der

Flächenpressung zu deutlich unterschiedlichen Abkühlgeschwindigkeiten, so dass das Gefüge des Zuschnitts insbesondere in der zugeordneten ersten Zone über die Flächenpressung veränderbar ist. Das Umformwerkzeug weist in einem solchen Fall bevorzugt Mittel zur Variierung der Flächenpressung auf.

[0080] Bei einer weiteren bevorzugten Variante des Verfahrens wird eine Umformgeschwindigkeit beim Warmpressformen in Schritt d) unter Berücksichtigung der Dauer gesteuert, mit der der hinsichtlich seiner Temperatur geregelte Abschnitt des Umformwerkzeugs während des Warmpressformens mit dem Zuschnitt in Kontakt kommt. So kann beispielsweise die Umformgeschwindigkeit derart gesteuert werden, dass die erste Zone möglichst schnell mit dem ersten Abschnitt des Umformwerkzeugs in Kontakt kommt. Hierdurch wird erreicht, dass die erste Zone möglichst schnell stark abkühlt, da der erste Abschnitt auf eine niedrige erste Werkzeugtemperatur temperiert ist. Dies wiederum führt zu einer hohen Festigkeit in der ersten Zone, da sich ein hoher Martensitgehalt in dieser ersten Zone bildet. Umgekehrt wird die Umformgeschwindigkeit beispielsweise dann vermindert, wenn eine bestimmte Zone des Blechformteils besonders langsam abkühlen soll, um dort ein weiches Gefüge zu erzeugen. Bevorzugt wird also die Umformgeschwindigkeit derart gesteuert, dass der erste Abschnitt mit der ersten Zone in Kontakt kommt, bevor die erste Zone auf eine Temperatur unterhalb von $M_s+300^\circ\text{C}$ abgekühlt ist. Anschließend wird die Umformgeschwindigkeit reduziert. Hierdurch wird bevorzugt erreicht, dass der zweite Abschnitt mit der zweiten Zone erst in Kontakt kommt, nachdem die zweite Zone auf eine Temperatur von unterhalb von $M_s+300^\circ\text{C}$ abgekühlt ist. Hierdurch wird die langsamere Abkühlung in der zweiten Zone, die ohnehin durch die höhere zweite Werkzeugtemperatur gewährleistet wird, noch weiter unterstützt.

[0081] Das Verfahren ist bei einer speziellen Variante derart weitergebildet, dass der Blechzuschnitt Bereiche unterschiedlicher Dicke aufweist. Ebenso ist das nachstehend erläuterte Blechformteil derart weitergebildet, dass es Bereiche unterschiedlicher Dicke aufweist.

[0082] Bereiche unterschiedlicher Dicke des Blechzuschnittes (sogenannte "tailored blanks") können auf verschiedene Arten erzeugt werden:

- Durch spezielle Kaltwalzstiche, bei denen einzelne Bereiche stärker oder häufiger gewalzt werden, ergibt sich in diesen Bereichen eine geringere Materialstärke und damit eine geringere Dicke (sogenannte "tailor rolled blanks")
- Durch Aneinanderschweißen (typischerweise mittels Laserschweißen) werden Blechzuschnitte unterschiedlicher Dicke miteinander verbunden, um einen zusammenhängenden Blechzuschnitt mit Bereichen unterschiedlicher Dicke zu erreichen (sogenannte "tailor welded blanks")
- Mittels Widerstandspunktschweißen oder Laserschweißen werden Flicker (sogenannte "Patches") auf einen bestehenden Blechzuschnitt aufgebracht, um diesen bereichsweise aufzudicken. Alternativ können die Flicker auch mittels Strukturklebstoffen aufgebracht werden.

[0083] Bereiche unterschiedlicher Dicke haben den Vorteil, dass gezielt einzelne Gebiete des finalen Blechformteils (siehe unten) gezielt verstärkt werden können. Auf diese Weise ist es möglich diejenigen Partien, die besondere Belastungen erfahren (beispielsweise während eines Crashes), entsprechend stabil auszugestalten, während andere Partien dünner ausgestaltet werden, um das Gewicht des Bauteils zu reduzieren. Es resultiert also ein gewichtsoptimiertes Bauteil, das gezielte Verstärkungen in den Bereichen hoher Belastungen aufweist.

[0084] Bei dem Umformwerkzeug kann es sich um jede Art von Werkzeug handeln, das unter Berücksichtigung der jeweiligen Formgebung des zu erzeugenden Blechformteils geeignet ist, die geforderten Umform- und Presskräfte auf den jeweils verformten Blechzuschnitt auszuüben. Zu diesem Zweck eignen sich insbesondere solche Umformwerkzeuge, die eine Matrize und einen zum Umformen in die Matrize stellbaren Stempel aufweisen.

[0085] Die Temperiereinrichtung kann insbesondere in Form einer Kühleinrichtung ausgeführt sein. In einem solchen Fall ist die Temperiereinrichtung bevorzugt benachbart zum ersten Abschnitt am oder im Umformwerkzeug angeordnet.

[0086] Weiterhin kann die Temperiereinrichtung insbesondere in Form einer Heizeinrichtung ausgeführt sein. In einem solchen Fall ist die Temperiereinrichtung bevorzugt benachbart zum zweiten Abschnitt am oder im Umformwerkzeug angeordnet. Insbesondere kann die Heizeinrichtung als eine oder mehrere Heizpatronen ausgeführt sein, die in eine Bohrung im Umformwerkzeug eingebracht sind.

[0087] Bei einer besonders bevorzugten Ausführungsvariante umfasst die Temperiereinrichtung in das Umformwerkzeug eingebrachte Kanäle, die von einem Medium durchströmt sind. Diese Variante hat den Vorteil, dass sowohl Wärme in das Werkzeug eingebracht werden kann, in dem die Kanäle von einem heißen Medium durchströmt sind, oder auch Wärme abgeleitet werden kann, indem die Kanäle von einem kühleren Medium durchströmt sind. Bei dem Medium handelt es sich in Abhängigkeit von der gewünschten Temperatur um beispielsweise Wasser, Eiswasser, Öl, eine tiefgekühlte Salzlösung, flüssigen Stickstoff oder ein anderes Fluid. Folglich kann sowohl eine als Kühleinrichtung ausgeführte Temperiereinrichtung als auch eine als Heizeinrichtung ausgestaltete Temperiereinrichtung eine solche Bauform mit ins Umformwerkzeug eingebrachten Kanälen, die von einem Medium durchströmt sind, aufweisen. Eine als Heizeinrichtung ausgeführte Temperiereinrichtung kann alternativ oder ergänzend elektrische Heizelemente aufweisen, die am oder im Umformwerkzeug angeordnet sind. Elektrische Heizelemente haben den Vorteil, schnellere Temperaturwechsel zu ermöglichen.

[0088] Bei einer besonders bevorzugten konkreten Ausführungsvariante beinhalten die während des Warmpressformens mit dem Blechzuschnitt in Kontakt kommenden Abschnitte mindestens einen ersten Abschnitt und einen zweiten Abschnitt. Dabei kommt der erste Abschnitt während des Warmpressformens mit der ersten Zone in Kontakt und der zweite Abschnitt während des Warmpressformens mit der zweiten Zone in Kontakt. Zudem ist der erste Abschnitt mittels der als Kühleinrichtung ausgestalteten Temperiereinrichtung auf die ersten Werkzeugtemperatur temperiert und der zweite Abschnitt mittels einer als Heizeinrichtung ausgestalteten Temperiereinrichtung auf die zweite Werkzeugtemperatur temperiert. Das Umformwerkzeug umfasst also eine Kühleinrichtung, um den ersten Abschnitt auf die erste Werkzeugtemperatur zu kühlen, und gleichzeitig eine Heizeinrichtung, um den zweiten Abschnitt auf die zweite Werkzeugtemperatur zu erwärmen.

[0089] Das Stahlflachprodukt umfasst bevorzugt einen Korrosionsschutzüberzug, um das Stahlsubstrat beim Warmumformen und bei der Verwendung des erzeugten Stahlbauteils vor Oxidation und Korrosion zu schützen.

[0090] 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.

[0091] Ein solcher Korrosionsschutzüberzug wird bevorzugt durch Schmelztauchbeschichten des Stahlflachproduktes erzeugt. Dabei wird das Stahlflachprodukt durch eine flüssige Schmelze geführt, die aus 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, 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.

[0092] Bei einer bevorzugten Variante beträgt der Si-Gehalt der Schmelze 1,0-3,5 Gew.-% oder 7-12 Gew.-%, insbesondere 8-10 Gew.-%.

[0093] 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.

[0094] 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-Basissschicht aufweist.

[0095] 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.

[0096] Die Al-Basissschicht liegt auf der Legierungsschicht und grenzt unmittelbar an diese an. Bevorzugt entspricht die Zusammensetzung der Al-Basissschicht der Zusammensetzung der Schmelze des Schmelzbades. Das heißt, sie besteht aus 0,1 - 15 Gew.-% Si, optional 2-4 Gew.-% Fe, optional zu 5 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.

[0097] Bei einer bevorzugten Variante der Al-Basissschicht 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-Basissschicht insbesondere mindestens 0,0015 Gew.-% Ca, insbesondere mindestens 0,1 Gew.-% Ca, umfassen.

[0098] Bei einer weiter bevorzugten Variante des Korrosionsschutzüberzuges ist der Si-Gehalt in der Legierungsschicht geringer als der Si-Gehalt in der Al-Basissschicht.

[0099] Der Korrosionsschutzüberzug hat bevorzugt eine Dicke von 5 - 60 μm , insbesondere von 10 - 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 Kor-

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

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

[0100] 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-Basissschicht ergibt sich aus der Differenz der Dicken von Korrosionsschutzüberzug und Legierungsschicht. Bevorzugt beträgt die Dicke der Al-Basissschicht auch bei dünnen Korrosionsschutzüberzügen mindestens 1 μm .

[0101] Bei einer bevorzugten Variante umfasst das Stahlflachprodukt eine auf dem Korrosionsschutzüberzug angeordnete Oxidschicht. Die Oxidschicht liegt dabei insbesondere auf der Al-Basissschicht und bildet bevorzugt den äußeren Abschluss des Korrosionsschutzüberzuges.

[0102] 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-Basissschicht sind auch Zinkoxidbestandteile in der Oxidschicht vorhanden.

[0103] Bevorzugt hat die Oxidschicht des Stahlflachproduktes eine Dicke, die größer ist als 50 nm. Insbesondere beträgt die Dicke der Oxidschicht maximal 500 nm.

[0104] 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.

[0105] 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.

[0106] Die Erfindung betrifft weiterhin ein Blechformteil geformt aus einem Stahlflachprodukt umfassend ein zuvor im Zusammenhang mit dem Verfahren erläutertes Stahlflachprodukt. Das Stahlflachprodukt umfasst dabei 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:	0,10- 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 %,
Mo:	0,002 - 0,3 %,
Ni:	0,01 - 0,5 %

(fortgesetzt)

V:	0,001 - 0,3%
Ca:	0,0005 - 0,005 %
W:	0,001 - 1,0 %

besteht.

[0107] Die im Zusammenhang mit dem Verfahren zuvor erläuterten bevorzugten Ausgestaltungen des Stahlsubstrates des Stahlflachproduktes sind ebenfalls bevorzugte Ausgestaltungen für das Stahlsubstrat des Blechformteils.

[0108] Das erfindungsgemäße Blechformteil umfasst mindestens eine erste Zone und eine zweite Zone mit unterschiedlichen Materialeigenschaften.

[0109] In der ersten Zone weist das Blechformteil auf:

- eine Streckgrenze von mindestens 1200 MPa, insbesondere mindestens 1300 MPa
- und/oder eine Zugfestigkeit von mindestens 1400 MPa, insbesondere mindestens 1600 MPa
- und/oder eine Bruchdehnung A80 von mindestens 3,5 %, insbesondere mindestens 4 %, insbesondere mindestens 4,5 % bevorzugt mindestens 5 %
- und/oder einen Biegewinkel von mindestens 30°, insbesondere mindestens 40°, bevorzugt mindestens 45°
- und/oder ein Streckgrenzenverhältnis von mindestens 60 % und höchstens 85 %
- und/oder eine Vickershärte von mindestens 500 HV5, insbesondere mindestens 540 HV5.

[0110] Das Blechformteil weist in einer weitergebildeten Variante in der ersten Zone eine Streckgrenze von mindestens 1200 MPa, bevorzugt mindestens 1300 MPa, besonders bevorzugt mindestens 1400 MPa, insbesondere mindestens 1500 MPa auf.

[0111] Bei einer weitergebildeten Variante weist das Blechformteil in der ersten Zone eine Zugfestigkeit von mindestens 1300 MPa, bevorzugt mindestens 1400 MPa, insbesondere mindestens 1600 MPa auf, bevorzugt von 1700 MPa, besonders bevorzugt 1800 MPa auf.

[0112] Insbesondere weist das Blechformteil in der ersten Zone eine Bruchdehnung A80 von mindestens 3,5 %, insbesondere mindestens 4 %, insbesondere mindestens 4,5 %, bevorzugt mindestens 5 % auf.

[0113] Zudem kann das Blechformteil bei einer bevorzugten Variante in der ersten Zone einen Biegewinkel von mindestens 30°, insbesondere mindestens 40° aufweisen, besonders bevorzugt mindestens 45°. Unter dem Biegewinkel ist hier der hinsichtlich der 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

$$Biegewinkel_{korrigiert} = Biegewinkel_{ermittelt} \cdot \sqrt{Blechdicke}$$

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.

[0114] Bei einer besonders bevorzugten Variante weist das Blechformteil in der ersten Zone ein Streckgrenzenverhältnis (Verhältnis von Streckgrenze zu Zugfestigkeit) von mindestens 60 % und höchstens 85 % auf. Bevorzugt beträgt das Streckgrenzenverhältnis mindestens 65 %, insbesondere mindestens 70 %.

[0115] Bei einer bevorzugten Ausführungsvariante weist das Blechformteil in der ersten Zone eine Vickershärte von mindestens 500 HV5, bevorzugt mindestens 550 HV5, insbesondere mindestens 570 HV5, bevorzugt mindestens 580 HV5.

[0116] Die Vickershärte ist qualitativ der Widerstand gegen das Eindringen eines Prüfkörpers und damit der Widerstand gegen plastische Verformung. Die Charakterisierung mittels Vickershärte hat den Vorteil, dass die Bestimmung der Vickershärte auch für kleinere Bauteilabschnitte möglich ist. Auf diese Weise können einzelne Bereiche des Bauteils gezielt untersucht werden, bei denen aufgrund der Geometrie (z.B. gebogene Werkstücke oder Bereiche mit Blechdickenvariation) Zugversuche nicht möglich sind. Die Vickershärte wird nach DIN EN ISO 6507 (2018.07) bestimmt. Die Angabe "5" bezieht sich auf die Prüfkraft in kilopond (kp). Bei HV5 beträgt die Prüfkraft 5 Kilopond (kp). Bei einer normgerechten Prüfung ergeben sich bei der Messung von HV1 bis HV30 allerdings keine signifikanten Unterschiede. Die Werte mit anderen Prüfkraften liegen also ebenso in den für HV5 angegebenen Bereichen.

[0117] Die genannten mechanischen Kennzahlen haben sich als besonders vorteilhaft erwiesen, um den Einsatz in einem Automobil mit guter Crashperformance zu gewährleisten.

[0118] In der zweiten Zone weist das Blechformteil auf:

- eine Streckgrenze von maximal 800 MPa, insbesondere von maximal 600 MPa, insbesondere maximal 580 MPa
- und/oder eine Zugfestigkeit von maximal 1000 MPa, insbesondere von maximal 800 MPa
- und/oder eine Bruchdehnung A80 von mindestens 8 %, insbesondere von mindestens 10 %, insbesondere mindestens 12 %
- und/oder das einen Biegewinkel von mindestens 80°, insbesondere mindestens 90°, bevorzugt mindestens 100°
- und/oder ein Streckgrenzenverhältnis von mindestens 60 % und höchstens 85 %
- und/oder eine Vickershärte von maximal 320 HV5, insbesondere von maximal 300 HV5, insbesondere maximal 270 HV5.

[0119] Das Blechformteil weist in einer weitergebildeten Variante in der zweiten Zone eine Streckgrenze von maximal 800 MPa, insbesondere von maximal 600 MPa, bevorzugt maximal 580 MPa, besonders bevorzugt 560 MPa, ganz besonders bevorzugt 540 MPa auf.

[0120] Bei einer weitergebildeten Variante weist das Blechformteil in der zweiten Zone eine Zugfestigkeit von maximal 1000 MPa, insbesondere von maximal 800 MPa, bevorzugt 780 MPa, besonders bevorzugt 760 MPa, ganz besonders bevorzugt 740 MPa auf.

[0121] Insbesondere weist das Blechformteil in der zweiten Zone eine Bruchdehnung A80 von mindestens 8%, insbesondere von mindestens 10%, insbesondere mindestens 12 %, ganz besonders bevorzugt mindestens 14 % auf.

[0122] Zudem kann das Blechformteil bei einer bevorzugten Variante in der zweiten Zone einen Biegewinkel von mindestens 80°, insbesondere mindestens 90° aufweisen, besonders bevorzugt mindestens 100°. Unter dem Biegewinkel ist hier der hinsichtlich der Blechdicke korrigierte Biegewinkel zu verstehen. Der korrigierte Biegewinkel ergibt sich aus dem ermittelten Biegewinkel bei einer bestimmten Dicke aus der Formel

$$Biegewinkel_{korrigiert} = Biegewinkel_{ermittelt} \cdot \sqrt{Blechdicke}$$

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.

[0123] Bei einer besonders bevorzugten Variante weist das Blechformteil in der zweiten Zone ein Streckgrenzenverhältnis (Verhältnis von Streckgrenze zu Zugfestigkeit) von mindestens 60 % und höchstens 85 % auf. Bevorzugt beträgt das Streckgrenzenverhältnis mindestens 65 %, insbesondere mindestens 70 %.

[0124] Bei einer bevorzugten Ausführungsvariante weist das Blechformteil in der zweiten Zone eine Vickershärte von maximal 320 HV5, insbesondere von maximal 300 HV5, insbesondere maximal 270 HV5, bevorzugt maximal 260 HV5, insbesondere maximal 250 HV5, bevorzugt maximal 240 HV5, bevorzugt maximal 230 HV5.

[0125] Ein Blechformteil mit einer solcherart gestalteten ersten Zone und zweiten Zone hat wesentliche Vorteile. Zum einen liegt mit der ersten Zone ein hochfester Bereich vor, der besonders widerstandsfähig gegen Verformung ist. Zum anderen liegt mit der zweiten Zone ein relativ weicher Bereich vor, der besonders gut geeignet ist durch Verformung Energie aufzunehmen. Im Ergebnis ergibt sich ein Blechformteil mit besonders guter Crash Performance, da einerseits eine Energieaufnahme von beispielsweise Aufprallenergie gewährleistet ist und andererseits ein hochstabiler Bereich vorliegt, um bestimmte sensitive Teile (Beispiel den Fahrgastraum) vor Verformung zu schützen. Bei dem Blechformteil handelt es sich insbesondere um eine B-Säule mit einem weichen Fuß oder einen vorderen bzw. hinteren Längsträger mit weichem Bereich.

[0126] 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 kommen variiert die Wärmebehandlung der kathodischen Tauchlackierung geringfügig. Üblich sind Temperaturen von 165°-180° und Haltezeiten von 12-30 Minuten. Die Änderung der mechanischen Kenngrößen aufgrund dieser Variationen sind jedoch vernachlässigbar.

[0127] In einer bevorzugten Variante umfasst das Blechformteil eine kathodische Tauchlackierung.

[0128] Bei einer bevorzugten Ausführungsvariante weist das Blechformteil in der ersten Zone ein Gefüge mit mehr als 95% Martensit, insbesondere mehr als 98% auf.

[0129] Durch den hohen Martensitgehalt in der ersten Zone lassen sich sehr hohe Zugfestigkeiten und Streckgrenzen

erreichen.

[0130] In einer bevorzugten Ausführungsform weisen die ehemaligen Austenitkörner des Martensits in der ersten Zone einen mittleren Korndurchmesser auf, der kleiner ist als $14\mu\text{m}$, insbesondere kleiner als $12\mu\text{m}$, bevorzugt kleiner als $10\mu\text{m}$, bevorzugt kleiner ist als $8\mu\text{m}$. 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.

[0131] Weiterhin bevorzugt weist das Blechformteil in der zweiten Zone ein Gefüge mit weniger als 95 % angelassenem Martensit und Bainit und optional bis zu 60 % Perlit auf. Dabei ist der Restaustenitgehalt insbesondere kleiner 3 %, bevorzugt kleiner 1 %. Da angelassener Martensit und Bainit schwer zu unterscheiden sind, wird hier die Summe aus angelassenem Martensit und Bainit betrachtet. Diese Summe ist kleiner als 95 %, bevorzugt kleiner als 90 %, insbesondere kleiner als 80 %, bevorzugt kleiner als 70 %. Unter Bainit wird in diesem Fall sowohl unterer Bainit als auch oberer Bainit verstanden. Der Anteil an Perlit beträgt bevorzugt maximal 50 %, insbesondere maximal 40 %. Insbesondere beträgt der Anteil an Perlit mindestens 35 %, bevorzugt mindestens 30 %. Die Summe aus angelassenem Martensit und Bainit beträgt bevorzugt mindestens 40 %, insbesondere mindestens 50 %, bevorzugt mindestens 60 %.

[0132] In einer bevorzugten Ausführungsform weisen die ehemaligen Austenitkörner des angelassenen Martensits in der zweiten Zone einen mittleren Korndurchmesser auf, der kleiner ist als $14\mu\text{m}$, insbesondere kleiner als $12\mu\text{m}$, bevorzugt kleiner als $10\mu\text{m}$, bevorzugt kleiner ist als $8\mu\text{m}$. 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.

[0133] Bei einer speziellen Weiterbildung weist das Blechformteil feine Ausscheidungen im Gefüge, insbesondere in Form von Niobkarbonitriden und/oder Titankarbonitriden, auf. Dies betrifft sowohl die erste Zone als auch die zweite Zone.

[0134] 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.

[0135] Bei einer bevorzugten Ausgestaltung beträgt der mittlere Durchmesser der feinen Ausscheidungen maximal 11 nm, bevorzugt maximal 10 nm.

[0136] Bei einer weiteren bevorzugten Ausgestaltung weist das Blechformteil weitgehend feine Ausscheidungen im Gefüge auf. Dies betrifft sowohl die erste Zone als auch die zweite Zone. 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.

[0137] 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 Brucheinschnürverhalten ein.

[0138] Bei einer weitergebildeten Variante des Blechformteils umfasst das Blechformteil 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.

[0139] 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.

[0140] Die Dicke des Korrosionsschutzüberzuges beträgt bevorzugt mindestens $10\mu\text{m}$, besonders bevorzugt mindestens $20\mu\text{m}$, insbesondere mindestens $30\mu\text{m}$.

[0141] Die Dicke der Legierungsschicht ist bevorzugt kleiner als $30\mu\text{m}$, besonders bevorzugt kleiner $20\mu\text{m}$, insbesondere kleiner $16\mu\text{m}$, besonders bevorzugt kleiner $12\mu\text{m}$. Die Dicke der Al-Basissschicht ergibt sich aus der Differenz der Dicken von Korrosionsschutzüberzug und Legierungsschicht.

[0142] 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.

[0143] Die Legierungsschicht hat bevorzugt ein ferritisches Gefüge.

[0144] 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.

[0145] 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.

[0146] 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.

[0147] 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.

[0148] 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.

[0149] 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 Rest der Oxidschicht aus Silizium, Aluminium, Eisen und/oder Magnesium in metallischer Form.

[0150] 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.

[0151] Bei einer speziellen Ausgestaltung umfasst das Blechformteil einen Korrosionsschutzüberzug auf Zink-Basis.

[0152] 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 Verunreinigung 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.

[0153] Im Folgenden wird die Erfindung anhand von Ausführungsbeispielen näher erläutert.

[0154] Die Figuren zeigen:

Figur 1 eine schematische Darstellung eines Blechzuschnitts in einem Umformwerkzeug zum Zeitpunkt des Einlegens in das Umformwerkzeug,

Figur 2 eine schematische Darstellung eines Blechzuschnitts in einem Umformwerkzeug nach dem Umformen,

Figur 3 eine Korndarstellung des rekonstruierten Austenits.

[0155] Die nachfolgenden Ausführungsbeispiele dienen der näheren Erläuterung der Erfindung.

[0156] Zum Nachweis der Wirkung der Erfindung wurden mehrere Versuche durchgeführt. Dafür wurden in konventioneller Weise Stahlbänder (d.h. Stahlflachprodukte) mit den in Tabelle 1 angegebenen Zusammensetzungen erzeugt. Leerstellen in Tabelle 1 bedeuten, dass das jeweilige Element nicht bewusst hinzulegiert wurde. Als unvermeidbare Verunreinigung kann das Element jedoch dennoch vorhanden sein. Bei der Stahlzusammensetzungen F handelt es sich um ein Referenzbeispiel, das nicht erfindungsgemäß ist.

[0157] Die so erzeugten Stahlbänder wurden in konventioneller Weise schmelztauchbeschichtet, wobei die in Tabelle 2 angegebenen Schmelzen zum Einsatz kamen. Tabelle 2 gibt jeweils die Schichtdicke des Korrosionsschutzüberzuges auf einer Seite an, wobei Ober- und Unterseite beschichtet vorlagen.

[0158] Die Dicke der erzeugten Stahlbänder lag bei allen Versuchen zwischen 1,4 mm und 1,6 mm.

[0159] Nach dem Abkühlen auf Raumtemperatur wurden für ein Stahlband je Stahlsorte 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 3 sind die Ergebnisse der Zugprüfung am Stahlflachprodukt angegeben. Im Rahmen der Zugprüfung wurden folgende Materialkennwerte ermittelt: die Streckgrenzenart, sowie bei einer kontinuierlichen Streckgrenze der Wert für die Dehngrenze Rp0,2 (hier als Streckgrenze bezeichnet), die Zugfestigkeit Rm, die Gleichmaßdehnung Ag und die Bruchdehnung A80. Alle Proben weisen eine kontinuierliche Streckgrenze und eine Gleichmaßdehnung Ag von mindestens 10 % auf.

[0160] Von den erzeugten Stahlbändern sind jeweils Zuschnitte abgeteilt worden, die für die weiteren Versuche verwendet worden sind. Aus den Zuschnitten (Formplatinen) wurden entsprechende Stahlbauteile warmpressgeformt. An ebenen Stellen dieser Bauteile wurden die Proben für die weiteren mechanischen Prüfungen entnommen. Bei der Weiterverarbeitung sind die Zuschnitte in einer Erwärmungseinrichtung, beispielsweise in einem konventionellen Erwärmungssofen, 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 ist mit T_{Taupunkt} bezeichnet. Anschließend sind die Zuschnitte aus der Erwärmungseinrichtung entnommen und innerhalb einer Transferzeit in ein Umformwerkzeug 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 15 s. Beim Einlegen in das Umformwerkzeug hatten die Zuschnitte eine Temperatur T_{Einlg} angenommen. Im Umformwerkzeug sind die Zuschnitte zum jeweiligen Blechformteil umgeformt worden. Die Verweildauer im geschlossenen Werkzeug nach der Umformung wird mit t_{WZ} bezeichnet. Abschließend sind die Proben an Luft auf Raumtemperatur abgekühlt worden. In Tabelle 4a sind diese allgemeinen Parameter für die Warmumformung angegeben.

[0161] Figur 1 zeigt eine schematische Darstellung eines Blechzuschnittes 1 beim Einlegen in das Umformwerkzeug 3. Das Umformwerkzeug umfasst eine Matrize 5 mit einer Ausnehmung 7 und einen Stempel 9. Der Stempel 9 besitzt eine im Querschnitt trapezförmige Grundform mit einer Stirnfläche und schräg auf die Stirnfläche zulaufende Seitenflächen 16. Getragen wird der Stempel 9 von einem einstückig mit ihm verbundenen Träger 10, dessen seitliche Randbereiche 12, 14 nach Art eines Kragens seitlich über die Seitenflächen 16 des Stempels 9 an deren oberen Rand hinaus stehen. Die unteren Randflächen 18 der Randbereiche 12, 14 sind dabei in horizontaler Ausrichtung an die Seitenfläche 16 des Stempels 9 angeschlossen. An der Stirnseite des Stempels 9 befindet sich ein erster Abschnitt 11 und am Übergang der Seitenfläche 16 des Stempels 9 zur unteren Randfläche 18 des Randbereichs 14 befindet sich ein zweiter Abschnitt 13 des Umformwerkzeugs 3. Der erste Abschnitt 11 ist mittels einer als Kühleinrichtung ausgestalteten Temperiereinrichtung 15 auf eine erste Werkzeugtemperatur temperiert. Die Temperiereinrichtung 15 ist in der Figur 1 in Form von Kühlkanälen dargestellt. Der zweite Abschnitt 13 ist mittels einer als Heizeinrichtung ausgestalteten Temperiereinrichtung 17 auf eine zweite Werkzeugtemperatur temperiert. Die Temperiereinrichtung 17 ist in der Figur 1 in Form von Heizschlangen dargestellt. Die Matrize 5 weist einen weiteren Abschnitt 19 auf, der mittels einer als Kühleinrichtung ausgestalteten Temperiereinrichtung 21 auf eine dritte Werkzeugtemperatur temperiert ist.

[0162] Abweichend von der Figur sind im Regelfall Abschnitte des Stempels 9 und der Matrize 5, die sich gegenüberliegen und somit mit der gleichen Zone des Blechzuschnittes 1 in Kontakt kommen, beide mit gleichwirkenden Temperiereinrichtungen versehen. Beispielsweise wäre im Regelfall gegenüber der als Heizeinrichtung ausgestalteten Temperiereinrichtung 17 auch in der Matrize 5 eine als Heizeinrichtung ausgestaltete Temperiereinrichtung vorgesehen. Zur besseren Sichtbarkeit ist in der Figur auf eine solche Darstellung verzichtet worden.

[0163] Beim nun folgenden Warmpressformen des Blechzuschnitts 1 wird der Stempel 9 mit einer hohen Geschwindigkeit auf den Blechzuschnitt 1 aufgesetzt, so dass der stark gekühlte erste Abschnitt 11 schnell in intensiven Kontakt mit der ihm zugeordneten ersten Zone 31 (siehe Figur 2) des Blechzuschnitts in Kontakt kommt. Der Blechzuschnitt 1 wird auf diese Weise in seiner ersten Zone 31 so schnell abgeschreckt, dass sich dort andere Materialeigenschaften einstellen als in einer zweiten Zone 33 des Blechzuschnitts 1. Anschließend wird der Vorschub des Stempels 9 vermindert, um insbesondere in der zweiten Zone 33 keine zu schnelle Abkühlung zu bewirken, die zur Entstehung von Härtegefüge führen könnte. Dabei erfolgt insbesondere im zweiten Abschnitt 13, der auf die zweite höhere Werkzeugtemperatur temperiert ist, nur eine verminderte Wärmeabfuhr über den Stempel 9, so dass in der zweiten Zone 33 des Blechzuschnitts 1, die mit diesem zweiten Abschnitt 13 in Kontakt kommt, ein weiches, zäheres Gefüge erhalten bleibt.

[0164] Figur 2 zeigt den Blechzuschnitt 1 im Umformwerkzeug 3 bei Abschluss der Umformung. Aus dem Blechzuschnitt 1 ist somit das Blechformteil geworden. Deutlich zu erkennen ist, dass der Blechzuschnitt 1 (bzw. das Blechformteil) eine erste Zone 31 aufweist, die während des Warmpressformens mit dem ersten Abschnitt 11 des Umformwerkzeugs 3 in Kontakt kommt. Weiterhin weist der Blechzuschnitt 1 (bzw. das Blechformteil) eine zweite Zone 33 auf, die während des Warmpressformens mit dem zweiten Abschnitt 13 des Umformwerkzeugs 3 in Kontakt kommt. Das derart durch Umformen des Blechzuschnitts 1 erzeugte Blechformteil weist somit eine erste Zone 31 und eine zweiten Zone 33. Wobei in der ersten Zone 31 andere Materialeigenschaften vorliegen als in der zweiten Zone 33.

[0165] In der Tabelle 4b sind die Parameter der Warmumformung angegeben, die sich in den verschiedenen Abschnitten bzw. Zonen unterscheiden. Dies ist die erste Werkzeugtemperatur $T_{\text{WZ},1}$, auf die der erste Abschnitt temperiert ist und die zweite Werkzeugtemperatur $T_{\text{WZ},2}$, auf die der zweite Abschnitt temperiert ist. Aufgrund der unterschiedlichen Werkzeugtemperaturen ergeben sich zwangsläufig die unterschiedlichen Abkühlraten $r_{\text{WZ},1}$ und $r_{\text{WZ},2}$ in der ersten bzw. zweiten Zone des Blechzuschnitts. Bei der Entnahme des Blechformteils aus dem Umformwerkzeug liegen weiterhin unterschiedliche Zieltemperaturen in der ersten und der zweiten Zone vor, die mit $T_{\text{Ziel},1}$ und $T_{\text{Ziel},2}$ bezeichnet sind.

[0166] Die Tabellen 5a und 5b geben die mechanischen Eigenschaften des Blechformteils in der ersten und zweiten Zone wieder, wie sie sich durch den vorangehenden Prozess ergeben haben. Deutlich ist zu erkennen, dass sich in der ersten Zone eine höhere Festigkeit eingestellt hat, während in der zweiten Zone eine höhere Duktilität vorliegt.

[0167] Zusätzlich zu der Bestimmung der mechanischen Eigenschaften wurde zudem das Gefüge in der ersten und zweiten Zone bestimmt. Die Ergebnisse hierzu sind in den Tabellen 6a und 6b wiedergegeben. Während in der ersten Zone das Gefüge zu mehr als 99 % aus Martensit besteht und lediglich geringe Anteile von Restaustenit aufweist, hat sich in der zweiten Zone ein Gefüge eingestellt mit weniger als 95 % angelassenem Martensit und Bainit und bis zu 60

% Perlit. Restaustenit konnte in diesem Fall nicht nachgewiesen werden und liegt daher unter 1%.

[0168] Weiterhin sind in den Tabelle 6a und 6b die Eigenschaften der feinen Ausscheidungen im Gefüge angegeben. Bei den Ausscheidungen handelt es sich um Niobkarbonitride und Titankarbonitride, 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 (20x30mm). 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 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 sowohl in der ersten als auch in der zweiten Zone mehr als 90 %. Der mittlere Durchmesser der feinen Ausscheidungen ist zudem unter 11 nm. Bei einem Versuch sind die Ausscheidungen nicht bestimmt worden. Der Eintrag in der Tabelle lautet daher "n.b." (nicht bestimmt).

[0169] Weiterhin ist in den Tabelle 6a und 6b der Korndurchmesser der ehemaligen Austenitkörner angegeben. Hierzu würden die Austenitkörner mittels der Software ARPGE aus EBSD-Messungen rekonstruiert. Die Softwareparameter betragen 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

[0170] Für die Kornidentifikation wurde eine maximale Abweichung der Orientierung von 5° und ein minimaler Korndurchmesser von 5 Pixeln gemäß DIN EN ISO 643 angenommen.

[0171] Beispielhaft zeigt Figur 3 eine entsprechende Rekonstruktion des Austenits. In diesem Fall beträgt der mittlere Durchmesser der ehemaligen Austenitkörner 7,5µm. Bei allen erfindungsgemäßen Beispielen liegt der mittlere Korndurchmesser der ehemaligen Austenitkörner unter 14µm.

55
50
45
40
35
30
25
20
15
10
5

Tabelle 1 (Stahlsorten)

Stahl	C	Si	Mn	Al	Cr	Nb	Ti	B	P	S	N	Sn	As	Cu	Mo	Ca	Ni	Al/Nb
A	0,35	0,16	1,1	0,21	0,118	0,026	0,0096	0,0025	0,005	<0,0005	0,0035	0,005	0,003	0,019	0,005	0,001	0,032	8,1
B*	0,37	0,3	1,4	0,05	0,18	0,003	0,040	0,0035	0,015	0,003	0,007	0,03	0,01	0,05	0,035	0,003	0,03	16,7
C	0,46	0,20	0,80	0,20	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
Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen. Angaben jeweils in Gew.-%; * nicht erfindungsgemäße Referenzbeispiele																		

Tabelle 2 (Beschichtungsvarianten)

Beschichtungsvariante	Schmelzenanalyse					Schichtdicke (einseitig) [μm]
	Si	Fe	Mg	Sonstige	Al	
α	9,5	3	0,3	<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	3,1	0,33	<1%	Rest	30
ϕ	8,1	3,9	<0,01	<1%	Rest	25

Tabelle 3 (Zugversuchskennwerte Stahlflachprodukte)

Beschichtungsversuch-Nr.	Stahl	Dicke des Stahlbandes [mm]	Beschichtungs-variante	Streckgrenzenart	Streckgrenze [MPa]	Rm [MPa]	Bruchdehnung A80 [%]	Gleichmaßdehnung Ag [%]
1	A	1,5	γ	kontinuierlich	493	717	20	12
2	A	1,5	α	kontinuierlich	436	682	21	13
3	A	1,5	β	kontinuierlich	451	693	20	12
4*	B	1,6	γ	kontinuierlich	403	591	24	13
5*	B	1,6	ε	kontinuierlich	411	603	20	13
6	C	1,4	γ	kontinuierlich	511	723	16	10
7*	B	1,5	γ	kontinuierlich	371	553	26	14
* nicht erfindungsgemäße Referenzbeispiele								

Tabelle 4a (Parameter Warmumformung allgemein)

Warmumformvariante	Mittlere Aufheizgeschwindigkeit r_{Ofen} [30 - 700 °C] [K/s]	T_{Ofen} [°C]	t_{Ofen} [min.]	Transfer - zeit [s]	Taupunkt Ofen [°C]	T_{Einlg} [°C]	twz [S]
II	5	920	6	6	-5	815	6
III	15	920	5	5	-5	830	15
IV	10	880	6	7	-5	740	10
VIII	5	920	12	8	-5	796	15
IX	5	920	12	14	-5	728	10
Angaben teilweise gerundet							

Tabelle 4b (Parameter Warmumformung erste und zweite Zone)

Warmumformvariante	$T_{\text{WZ},1}$ [°C]	Abkühlgeschwindigkeit $r_{\text{WZ},1}$ [K/s]	$T_{\text{Ziel},1}$ [°C]	$T_{\text{WZ},2}$ [°C]	Abkühlgeschwindigkeit $r_{\text{WZ},2}$ [K/s]	$T_{\text{Ziel},2}$ [°C]
II	RT	300	40	480	15	530
III	RT	50	50	450	23	500
IV	100	50	120	470	18	520
VIII	RT	100	50	505	20	550
IX	100	200	110	470	19	510
Angaben teilweise gerundet						

Tabelle 5a (Kennwerte Blechformteil erste Zone)

Versuch Nr.	Stahl	Beschichtungsvariante	Warmumformvariante	Materialeigenschaften in erster Zone				
				Streckgrenze [MPa]	Zugfestigkeit [MPa]	A80 [%]	Biegewinkel [°]	Vickershärte [HV5]
1	A	γ	II	1422	1856	5,3	45	595
2	A	α	III	1411	1846	5,5	46	592
3	A	β	IV	1391	1823	5,0	43	589
4*	B	γ	II	1400	1854	5	43	592
5*	B	ε	IX	1380	1830	5,2	44	598
6	C	γ	VIII	1622	1893	4,5	36	607
7*	B	γ	IX	1361	1816	5,4	45	586

Tabelle 5b (Kennwerte Blechformteil zweite Zone)

Versuch Nr.	Stahl	Beschichtungsvariante	Warmumformvariante	Materialeigenschaften in zweiter Zone				
				Streckgrenze [MPa]	Zugfestigkeit [MPa]	A80 [%]	Biegewinkel [°]	Vickershärte [HV5]
1	A	γ	II	582	779	11,4	87	209
2	A	α	III	535	767	13,0	98	240
3	A	β	IV	556	739	14,5	101	231
4*	B	γ	II	630	855	9,0	75	283
5*	B	ε	IX	643	856	8,5	71	292
6	C	γ	VIII	587	764	11,0	83	248
7*	B	γ	IX	620	806	9,2	69	275

Tabelle 6a (Gefüge erste Zone)

Versuch Nr.	Martensit	Ferrit	Rest austenit	Feine (Nb,Ti)(C,N)-Ausscheidungen Anteil [%] / Mittlerer Durchmesser	Korndurchmesser der ehem. Austenitkörner
1	99,9	-	0,1	95% / 5 nm	6,5 μm
2	99,9	-	0,1	92% / 6,5 nm	6,2 μm
3	99,9	-	0,1	91% / 4 nm	5,9 μm
4*	99,9	-	0,1	Nur grobe Ausscheidungen	10 μm
5*	100	-	-	Nur grobe Ausscheidungen	11 μm
6	100	-	0	n.b.	10,4 μm
7*	100	-	-	Nur grobe Ausscheidungen	13 μm
* nicht erfindungsgemäße Referenzbeispiele					

Tabelle 6b (Gefüge zweite Zone)

Versuch Nr.	Angelassener Martensit und Bainit	Perlit	Rest austenit	Feine (Nb,Ti)(C,N)-Ausscheidungen Anteil [%] / Mittlerer Durchmesser	Korndurchmesser der ehem. Austenitkörner
1	67	33	<1,0	96% / 6 nm	7,1 μm
2	63	37	<1,0	94% / 8 nm	6,4 μm
3	62	38	<1,0	94% / 6 nm	6,1 μm
4*	85	15	<1,0	Nur grobe Ausscheidungen	9 μm
5*	79	21	<1,0	Nur grobe Ausscheidungen	11 μm
6	63	37	<1,0	n.b.	10,8 μm
7*	89	11	<1,0	Nur grobe Ausscheidungen	14 μm
* nicht erfindungsgemäße Referenzbeispiele					

Patentansprüche

1. Verfahren zum Herstellen eines Blechformteils mit mindestens einer ersten Zone (31) und einer zweiten Zone (33) mit unterschiedlichen Materialeigenschaften umfassend folgende Arbeitsschritte:

a. Bereitstellen eines Blechzuschnitts (1) aus einem Stahlflachprodukt umfassend ein Stahlsubstrat aus Stahl, der neben Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen (in Gew.-%) aus

C: 0,27 - 0,5 %,
 Si: 0,05 - 0,6 %,
 Mn: 0,4 - 3,0 %,
 Al: 0,10 - 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 %,

EP 4 283 004 A1

(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.

b. Erwärmen des Blechzuschnitts (1) derart, dass zumindest teilweise die AC3 Temperatur des Blechzuschnitts (1) überschritten ist und die Temperatur T_{Einlg} des Blechzuschnitts beim Einlegen in ein für ein Warmpressformen vorgesehenes Umformwerkzeug (3) (Arbeitsschritt c)) zumindest teilweise eine Temperatur oberhalb von $M_s + 100^\circ\text{C}$ aufweist, wobei M_s die Martensitstarttemperatur bezeichnet.

c. Einlegen des erwärmten Blechzuschnitts (1) in ein Umformwerkzeug (3), wobei das Umformwerkzeug (3) eine Temperiereinrichtung (15, 17) zum Regeln der Temperatur mindestens einer seiner während des Warmpressformen mit dem Blechzuschnitt (1) in Kontakt kommenden Abschnitte (11, 13) aufweist und wobei die für das Entnehmen aus der Erwärmungseinrichtung und das Einlegen des Blechzuschnitts (1) benötigte Transferdauer t_{Trans} höchstens 20 s, bevorzugt höchstens 15 s, beträgt;

d. Warmpressformen des Blechzuschnitts (1) zu dem Blechformteil, wobei der Blechzuschnitt (1) im Zuge des Warmpressformens auf eine erste Zieltemperatur in der ersten Zone (31) und eine zweite Zieltemperatur in der zweiten Zone (33) abgekühlt wird und optional dort gehalten wird;

e. Entnehmen des abgekühlten Blechformteils aus dem Werkzeug;

2. Verfahren nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass

die während des Warmpressformen mit dem Blechzuschnitt (1) in Kontakt kommenden Abschnitte (11, 13) mindestens einen ersten Abschnitt (11) und einen zweiten Abschnitt (13) beinhalten, wobei der erste Abschnitt (11) während des Warmpressformens mit der ersten Zone (31) in Kontakt kommt und der zweite Abschnitt (13) während des Warmpressformens mit der zweiten Zone (33) in Kontakt kommt, und wobei der erste Abschnitt (11) auf eine erste Werkzeugtemperatur temperiert ist und der zweite Abschnitt (13) auf eine zweite Werkzeugtemperatur temperiert ist.

3. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 2, dadurch gekennzeichnet, dass

die erste Werkzeugtemperatur maximal 200°C beträgt
und/oder die zweite Werkzeugtemperatur mindestens 200°C beträgt.

4. Verfahren nach einem der Ansprüche 2-3, dadurch gekennzeichnet, dass

die erste Zieltemperatur maximal 250 K oberhalb der ersten Werkzeugtemperatur liegt und/oder die zweite Zieltemperatur maximal 100 K oberhalb der zweiten Werkzeugtemperatur liegt.

5. Verfahren nach einem der Ansprüche 1-4, dadurch gekennzeichnet, dass

das Abkühlverhalten des Blechzuschnitts (1) im Schritt d zumindest teilweise über die Flächenpressungen des Umformwerkzeugs (3) eingestellt wird.

6. Verfahren nach einem der Ansprüche 1-5, dadurch gekennzeichnet, dass

eine Umformgeschwindigkeit beim Warmpressformen in Schritt d. unter Berücksichtigung der Dauer gesteuert wird, mit der der hinsichtlich seiner Temperatur geregelte Abschnitt (11, 13) des Umformwerkzeugs (3) während des Warmpressformens mit dem Blechzuschnitt (1) in Kontakt kommt.

- 5 7. Verfahren nach einem der Ansprüche 1-6,
dadurch gekennzeichnet, dass
der Blechzuschnitt (1) Bereiche unterschiedlicher Dicke aufweist.
- 10 8. Verfahren nach einem der Ansprüche 1-7,
dadurch gekennzeichnet, dass
das Umformwerkzeug (3) eine Matritze (5) und einen zum Umformen in einer Ausnehmung der Matritze (5) stellbaren Stempel (9) aufweist.
- 15 9. Verfahren nach einem der Ansprüche 1-8,
dadurch gekennzeichnet, dass
die Temperiereinrichtung (15, 17) in Form einer Kühleinrichtung (15) und/oder in Form einer Heizeinrichtung (17) ausgeführt ist.
- 20 10. Verfahren nach einem der Ansprüche 1-9,
dadurch gekennzeichnet, dass
die während des Warmpressformens mit dem Blechzuschnitt (1) in Kontakt kommenden Abschnitte (11, 13) mindestens einen ersten Abschnitt (11) und einen zweiten Abschnitt (13) beinhalten,
wobei der ersten Abschnitt (11) während des Warmpressformens mit der ersten Zone (31) in Kontakt kommt
25 und der zweite Abschnitt (13) während des Warmpressformens mit der zweiten Zone (33) in Kontakt kommt,
wobei der erste Abschnitt (11) mittels der als Kühleinrichtung ausgestalteten Temperiereinrichtung (15) auf die ersten Werkzeugtemperatur temperiert ist und der zweite Abschnitt (13) mittels einer als Heizeinrichtung ausgestalteten Temperiereinrichtung (17) auf die zweite Werkzeugtemperatur temperiert ist.
- 30 11. Verfahren nach einem der Ansprüche 1-10,
dadurch gekennzeichnet, dass
das Stahl Flachprodukt einen Korrosionsschutzüberzug auf Aluminium-Basis umfasst, wobei der Korrosionsschutzüberzug insbesondere eine Legierungsschicht und eine Al-Basissschicht umfasst.
- 35 12. Blechformteil geformt aus einem Stahl Flachprodukt umfassend ein Stahlsubstrat aus Stahl, der neben Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen (in Gew.-%) aus

	C:	0,27 - 0,5 %,
	Si:	0,05 - 0,6 %,
40	Mn:	0,4 - 3,0 %,
	Al:	0,10 - 1,0 %,
	Nb:	0,001 - 0,2 %,
	Ti:	0,001 - 0,10 %
45	B:	0,0005 - 0,01%
	P:	≤ 0,03 %,
	S:	≤ 0,02 %,
	N:	≤ 0,02 %,
	Sn:	≤ 0,03 %
50	As:	≤ 0,01 %

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

55	Cr:	0,01 - 1,0 %,
	Cu:	0,01 - 0,2 %,
	Mo:	0,002 - 0,3 %,
	Ni:	0,01 - 0,5 %

(fortgesetzt)

V: 0,001 - 0,3%
Ca: 0,0005 - 0,005 %
W: 0,001 - 1,0 %

besteht,

wobei das Blechformteil mindestens einer ersten und einer zweiten Zone umfasst,
wobei das Blechformteil in der ersten Zone aufweist:

- eine Streckgrenze von mindestens 1200 MPa, insbesondere mindestens 1300 MPa
- und/oder eine Zugfestigkeit von mindestens 1400 MPa, insbesondere mindestens 1600 MPa
- und/oder eine Bruchdehnung A80 von mindestens 3,5%, insbesondere mindestens 4 %, insbesondere mindestens 4,5% bevorzugt mindestens 5%
- und/oder einen Biegewinkel von mindestens 30°, insbesondere mindestens 40°, bevorzugt mindestens 45°
- und/oder ein Streckgrenzenverhältnis von mindestens 60% und höchstens 85%
- und/oder eine Vickershärte von mindestens 500 HV5, insbesondere mindestens 540 HV5

und wobei Blechformteil in der zweiten Zone aufweist:

- eine Streckgrenze von maximal 800 MPa, bevorzugt von maximal 600 MPa, insbesondere maximal 580 MPa
- und/oder eine Zugfestigkeit von maximal 1000 MPa, insbesondere von maximal 800 MPa
- und/oder eine Bruchdehnung A80 von mindestens 8%, insbesondere mindestens 10%
- und/oder das einen Biegewinkel von mindestens 80°, insbesondere mindestens 90°, bevorzugt mindestens 100°
- und/oder ein Streckgrenzenverhältnis von mindestens 60% und höchstens 85%
- und/oder eine Vickershärte von maximal 320 HV5, insbesondere von maximal 300 HV5, insbesondere maximal 270 HV5

13. Blechformteil nach Anspruch 12, dadurch gekennzeichnet, dass

das Blechformteil in der ersten Zone ein Gefüge mit mehr als 95% Martensit, insbesondere mehr als 98% aufweist und/oder das Blechformteil in der zweiten Zone ein Gefüge mit weniger als 95% angelassenem Martensit und Bainit und optional bis zu 60% Perlit aufweist, wobei der Restaustenitgehalt insbesondere kleiner 3%, bevorzugt kleiner 1% ist.

14. Blechformteil nach einem der Ansprüche 12-13, wobei für das Verhältnis Al/Nb aus Al-Gehalt zu Nb-Gehalt gilt:

$Al/Nb \leq 20.0$ wenn $Mn \leq 1,6$ Gew.-%
und
 $Al/Nb \leq 30.0$ wenn $Mn \geq 1,7$ Gew.-%.

15. Blechformteil nach einem der Ansprüche 12-14, dadurch gekennzeichnet, dass

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

16. Blechformteil nach einem der Ansprüche 12-15, umfassend einen Korrosionsschutzüberzug auf Aluminium-Basis, wobei der Korrosionsschutzüberzug insbesondere eine Legierungsschicht und eine Al-Basissschicht umfasst.

Fig.1

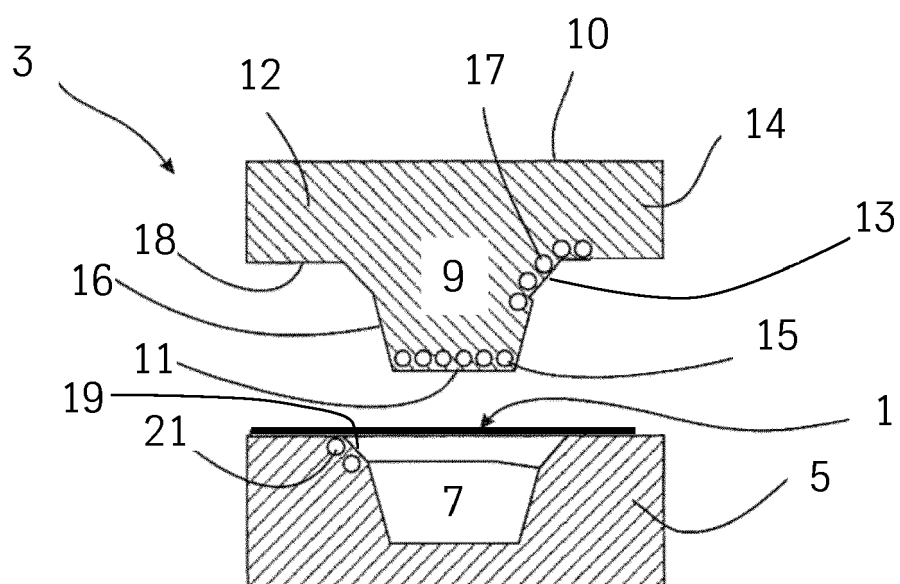


Fig.2

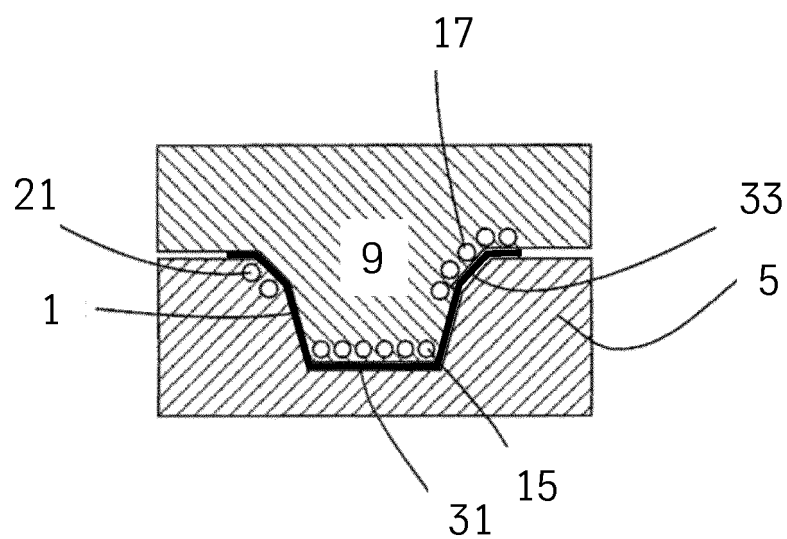
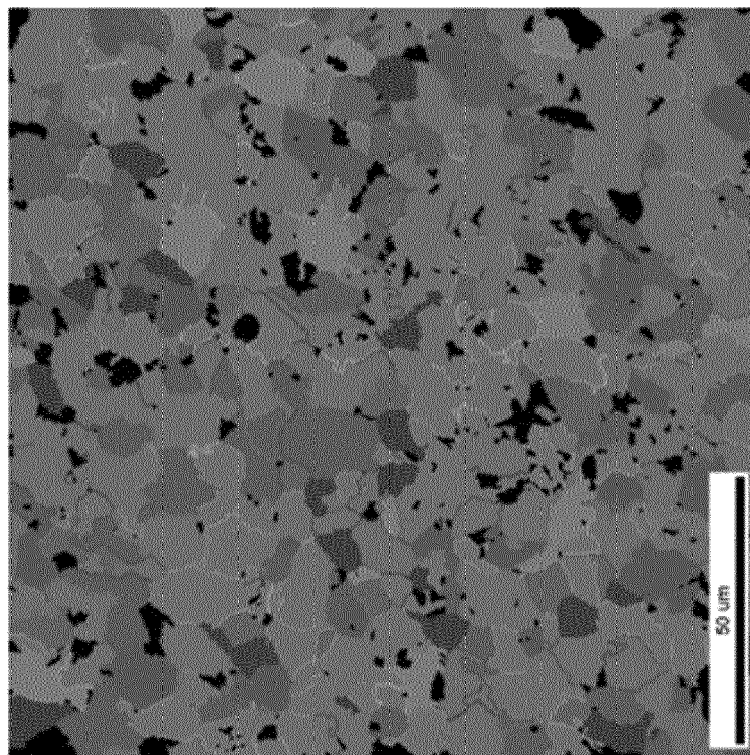


Fig.3





EUROPÄISCHER RECHERCHENBERICHT

Nummer der Anmeldung

EP 22 17 5107

5

10

15

20

25

30

35

40

45

50

55

1

EPO FORM 1503 03.82 (P04C03)

EINSCHLÄGIGE DOKUMENTE			
Kategorie	Kennzeichnung des Dokuments mit Angabe, soweit erforderlich, der maßgeblichen Teile	Betrifft Anspruch	KLASSIFIKATION DER ANMELDUNG (IPC)
X, D	WO 2019/223854 A1 (THYSSENKRUPP STEEL EUROPE AG [DE]; THYSSENKRUPP AG [DE]) 28. November 2019 (2019-11-28) * Zusammenfassung; Ansprüche 1-17; Tabellen 1-3 * * Seite 22 - Seite 23 *	1-16	INV. C22C38/00 C22C38/02 C22C38/04 C22C38/06 C22C38/12 C22C38/14
A, D	WO 2007/122230 A1 (THYSSENKRUPP STEEL AG [DE]; LENZE FRANZ-JOSEF [DE]; SIKORA SASCHA [DE]) 1. November 2007 (2007-11-01) * Zusammenfassung; Ansprüche 1-17 *	1-16	C22C38/42 C22C38/44 C22C38/48 C22C38/50 C22C38/54
A	DE 10 2019 118884 A1 (BAYERISCHE MOTOREN WERKE AG [DE]) 14. Januar 2021 (2021-01-14) * Zusammenfassung; Ansprüche 1-8 *	1-16	C22C38/60 C21D1/22 C21D1/673 C21D9/46 B21D22/02
A	EP 3 943 622 A1 (NIPPON STEEL CORP [JP]) 26. Januar 2022 (2022-01-26) * das ganze Dokument *	1-16	
A	EP 3 483 299 A1 (UNIV NORTHEASTERN [CN]; BENGANG STEEL PLATES CO LTD [CN]) 15. Mai 2019 (2019-05-15) * das ganze Dokument *	1-16	RECHERCHIERTE SACHGEBIETE (IPC) C22C C21D B21D
A	EP 3 611 288 A1 (IRONOVATION MATERIALS TECH CO LTD [CN]) 19. Februar 2020 (2020-02-19) * das ganze Dokument *	1-16	
Der vorliegende Recherchenbericht wurde für alle Patentansprüche erstellt			
Recherchenort Den Haag		Abschlußdatum der Recherche 17. Oktober 2022	Prüfer Mikloweit, Alexander
KATEGORIE DER GENANNTEN DOKUMENTE X : von besonderer Bedeutung allein betrachtet Y : von besonderer Bedeutung in Verbindung mit einer anderen Veröffentlichung derselben Kategorie A : technologischer Hintergrund O : nichtschriftliche Offenbarung P : Zwischenliteratur		T : der Erfindung zugrunde liegende Theorien oder Grundsätze E : älteres Patentdokument, das jedoch erst am oder nach dem Anmeldedatum veröffentlicht worden ist D : in der Anmeldung angeführtes Dokument L : aus anderen Gründen angeführtes Dokument & : Mitglied der gleichen Patentfamilie, übereinstimmendes Dokument	

ANHANG ZUM EUROPÄISCHEN RECHERCHENBERICHT ÜBER DIE EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG NR.

EP 22 17 5107

5

In diesem Anhang sind die Mitglieder der Patentfamilien der im obengenannten europäischen Recherchenbericht angeführten Patentdokumente angegeben.
Die Angaben über die Familienmitglieder entsprechen dem Stand der Datei des Europäischen Patentamts am
Diese Angaben dienen nur zur Unterrichtung und erfolgen ohne Gewähr.

17-10-2022

10

15

20

25

30

35

40

45

50

Im Recherchenbericht angeführtes Patentdokument	Datum der Veröffentlichung	Mitglied(er) der Patentfamilie	Datum der Veröffentlichung
WO 2019223854 A1	28-11-2019	CN 112585284 A	30-03-2021
		EP 3797176 A1	31-03-2021
		US 2021189517 A1	24-06-2021
		WO 2019223854 A1	28-11-2019

WO 2007122230 A1	01-11-2007	AT 442213 T	15-09-2009
		BR PI0710175 A2	16-08-2011
		CA 2649519 A1	01-11-2007
		DE 102006019395 A1	25-10-2007
		EP 2012948 A1	14-01-2009
		ES 2333274 T3	18-02-2010
		JP 5270535 B2	21-08-2013
		JP 2009534196 A	24-09-2009
		PL 2012948 T3	31-05-2010
		PT 2012948 E	10-12-2009
		US 2009178740 A1	16-07-2009
		WO 2007122230 A1	01-11-2007

DE 102019118884 A1	14-01-2021	KEINE	

EP 3943622 A1	26-01-2022	CN 113544296 A	22-10-2021
		EP 3943622 A1	26-01-2022
		JP WO2020189761 A1	18-11-2021
		US 2022127705 A1	28-04-2022
		WO 2020189761 A1	24-09-2020

EP 3483299 A1	15-05-2019	CN 106399837 A	15-02-2017
		EP 3483299 A1	15-05-2019
		JP 2019529717 A	17-10-2019
		JP 2022023165 A	07-02-2022
		KR 20190042563 A	24-04-2019
		US 2019309385 A1	10-10-2019
		WO 2018006490 A1	11-01-2018

EP 3611288 A1	19-02-2020	BR 112020022079 A2	02-02-2021
		CA 3098614 A1	31-10-2019
		CN 108588612 A	28-09-2018
		CN 112154224 A	29-12-2020
		CN 114990463 A	02-09-2022
		EP 3611288 A1	19-02-2020
		EP 4086365 A1	09-11-2022
		JP 6928972 B2	01-09-2021
		JP 2020524211 A	13-08-2020
		JP 2021185264 A	09-12-2021
		KR 20190130659 A	22-11-2019
		KR 20200129177 A	17-11-2020

EPO FORM P0461

Für nähere Einzelheiten zu diesem Anhang : siehe Amtsblatt des Europäischen Patentamts, Nr.12/82

55

**ANHANG ZUM EUROPÄISCHEN RECHERCHENBERICHT
ÜBER DIE EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG NR.**

EP 22 17 5107

5

In diesem Anhang sind die Mitglieder der Patentfamilien der im obengenannten europäischen Recherchenbericht angeführten Patendokumente angegeben.

Die Angaben über die Familienmitglieder entsprechen dem Stand der Datei des Europäischen Patentamts am
Diese Angaben dienen nur zur Unterrichtung und erfolgen ohne Gewähr.

17-10-2022

10

Im Recherchenbericht angeführtes Patendokument	Datum der Veröffentlichung	Mitglied(er) der Patentfamilie	Datum der Veröffentlichung
		KR 20210154885 A	21-12-2021
		KR 20220077154 A	08-06-2022
		US 2020385836 A1	10-12-2020
15		US 2022119911 A1	21-04-2022
		US 2022325370 A1	13-10-2022
		WO 2019205698 A1	31-10-2019

20			
25			
30			
35			
40			
45			
50			

EPO FORM P0461

55

Für nähere Einzelheiten zu diesem Anhang : siehe Amtsblatt des Europäischen Patentamts, Nr.12/82

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]
- WO 2006128821 A [0007]
- WO 2007122230 A1 [0007]