



(12) **Offenlegungsschrift**

(21) Aktenzeichen: **10 2022 132 918.6**

(22) Anmeldetag: **12.12.2022**

(43) Offenlegungstag: **13.06.2024**

(51) Int Cl.: **C22C 38/04** (2006.01)

**C21D 8/02** (2006.01)

(71) Anmelder:

**ThyssenKrupp Steel Europe AG, 47166 Duisburg, DE**

(72) Erfinder:

**Stille, Sebastian, Dr., 44263 Dortmund, DE;**  
**Hoffmann, David, 59192 Bergkamen, DE;**  
**Bienholz, Stefan, Dr., 44795 Bochum, DE;**  
**Bischoff, Christine, Dr., 48317 Drensteinfurt, DE;**  
**Köyer, Maria, 44141 Dortmund, DE**

(56) Ermittelter Stand der Technik:

<b>WO</b>	<b>2019/ 016 041</b>	<b>A1</b>
<b>WO</b>	<b>2019/ 223 854</b>	<b>A1</b>
<b>WO</b>	<b>2022/ 048 990</b>	<b>A1</b>

**BRANDIS, Helmut: Rechnerische Bestimmung der Umwandlungstemperaturen von niedriglegierten Stählen. In: TEW-Technische Berichte, Bd. 1, 1975, H. 1, S. 8-10. ISSN 0340-5125**

**BRUKER Corporation: Hysitron TI Premier - Nanomechanical test system. 2022, 3 S. URL: <https://www.bruker.com/en/products-and-solutions/test-and-measurement/nanomechanical-test-systems/hysitron-ti-premier-nanoindenter.html>, archiviert in <https://web.archive.org> am 27.01.2022 [abgerufen am 2023-01-23]**

**HOUARDY, Hans Paul: Darstellung der Umwandlungen für technische Anwendungen und Möglichkeiten ihrer Beeinflussung. In: Werkstoffkunde Stahl : Band 1: Grundlagen. Berlin : Springer, 1984. S. 198-231. - ISBN 978-3-642-82091-5. DOI: 10.1007/978-3-642-82091-5\_13. URL: [https://link.springer.com/content/pdf/10.1007%2F978-3-642-82091-5\\_13](https://link.springer.com/content/pdf/10.1007%2F978-3-642-82091-5_13) [abgerufen am 2022-11-21]**

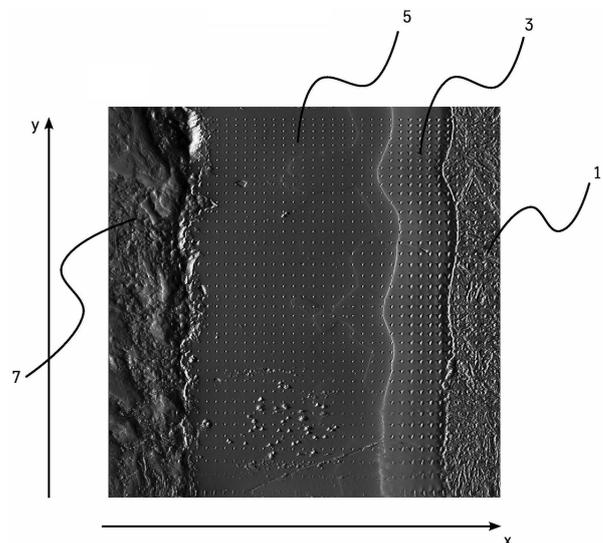
**Oliver-Pharr method. In: ScienceDirect topics. [2020]. URL: <https://www.sciencedirect.com/topics/engineering/oliver-pharr-method> [abgerufen am 2023-01-23]**

Prüfungsantrag gemäß § 44 PatG ist gestellt.

**Die folgenden Angaben sind den vom Anmelder eingereichten Unterlagen entnommen.**

(54) Bezeichnung: **Blechformteil mit verbessertem Härteverlauf**

(57) Zusammenfassung: Die Erfindung betrifft ein Blechformteil geformt aus einem Stahlblechzuschnitt, umfassend ein Stahlsubstrat (1), das aus einem Stahl, der 0,1-3 Gew.-% Mn und optional bis zu 0,01 Gew.-% B aufweist, besteht. Das Blechformteil weist auf mindestens einer Seite einen Korrosionsschutzüberzug auf Aluminium-Basis auf und ist dadurch gekennzeichnet, dass der Betrag des Härtegradienten von Korrosionsschutzüberzug und Stahlsubstrat senkrecht zur Oberfläche des Stahlsubstrates kleiner ist als 1,7 GPa/ $\mu\text{m}$ . Weiterhin betrifft die Erfindung ein Verfahren zur Herstellung eines solchen Blechformteils.



**Beschreibung**

**[0001]** Die Erfindung betrifft ein Verfahren zur Herstellung eines Blechformteil mittels Warmumformen eines Stahlblechzuschnittes.

**[0002]** Als „Stahlblechzuschnitte“ oder „Blechzuschnitte“ werden hier Zuschnitte von Stahlflachprodukten, wie beispielsweise Platinen, verstanden. Wenn von einem „Stahlflachprodukt“ oder auch von einem „Blechprodukt“ die Rede ist, so sind damit Walzprodukte, wie Stahlbänder oder -bleche, gemeint aus den für die Herstellung von beispielsweise Karosseriebauteilen „Blechzuschnitte“ (auch Platinen genannt) abgeteilt werden. „Blechformteile“ oder „Blechbauteile“ sind aus derartigen Blechzuschnitten hergestellt, wobei hier die Begriffe „Blechformteil“ und „Blechbauteil“ synonym verwendet werden.

**[0003]** Alle Angaben zu Gehalten der in der vorliegenden Anmeldung angegebenen Stahlzusammensetzungen sind auf das Gewicht bezogen, sofern nicht ausdrücklich anders erwähnt. Alle nicht näher bestimmten, im Zusammenhang mit einer Stahllegierung stehenden „%-Angaben“ sind daher als Angaben in „Gew.-%“ zu verstehen. Mit Ausnahme der auf das Volumen (Angabe in „Vol.-%“) bezogenen Angaben zum Restaustenit-Gehalt des Gefüges eines erfindungsgemäßen Blechformteils beziehen sich Angaben zu den Gehalten der verschiedenen Gefügebestandteile (z.B. Martensit) 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]** Werden im vorliegenden Text Formeln oder Bedingungen genannt, in denen anhand von Gehalten bestimmter Legierungselemente Werte berechnet oder gebildet werden, so werden die betreffenden Gehalte an Legierungselementen jeweils in Gew.-% in diese Formeln oder Bedingungen eingesetzt, sofern nichts anderes angegeben ist.

**[0005]** Aus der WO 2022/048990 A1 sind Stahlflachprodukte sowie Blechformteile und Verfahren zu deren Herstellung bekannt. Die Stahlflachprodukte und Blechformteile weisen dabei einen Korrosionsschutzüberzug auf Aluminium-Basis auf, der durch Schmelztauchbeschichten hergestellt wird. Die dabei verwendete Schmelze weist einen Si-Gehalt von 0,05-3 Gew.-% auf.

**[0006]** Derartige Stahlflachprodukte weisen einen Überzug auf Aluminium-Basis auf und werden mittels Warmumformen zu Blechformteilen weiterverarbeitet. Dabei werden Zuschnitte aus den Stahlflachprodukten über eine gewisse Glühdauer (z.B. 4 Minuten) auf eine Warmumformtemperatur (z.B. 900°C) erwärmt. Während dieser Glühdauer diffundiert Eisen aus dem Stahlsubstrat in den Überzug auf Aluminium-Basis. Hierdurch ergibt sich ein Überzug, der sehr effektiv gegen Korrosion schützt. Der heiße Zuschnitt wird anschließend in einem Umformwerkzeug zu einem Blechformteil umgeformt und schnell abgekühlt, wodurch sich ein Härtegefüge (z.B. Martensit) im Stahlsubstrat bildet. Im Ergebnis erhält man ein Blechformteil mit hoher Festigkeit und einem Überzug, der sehr gut gegen Korrosion schützt.

**[0007]** Aufgabe der vorliegenden Erfindung ist derartige Blechformteile und deren Herstellungsverfahren so weiterzuentwickeln, dass sich verbesserte mechanische Eigenschaften ergeben. Insbesondere soll die Rissbildung bei späterer Kaltverformung (beispielsweise in einem Crashfall) reduziert werden.

**[0008]** Diese Aufgabe wird gelöst durch ein Verfahren zum Herstellen eines Stahlflachproduktes für die Warmumformung mit einem Überzug umfassend folgende Arbeitsschritte:

- a) Zurverfügungstellen einer Bramme oder einer Dünnbramme, die aus einem Stahl besteht, der 0,1-3 Gew.-% Mn und optional bis zu 0,01 Gew.-% B aufweist;
- b) Durcherwärmen der Bramme oder Dünnbramme bei einer Temperatur (T1) von 1000-1400°C;
- c) optionales Vorwalzen der durcherwärmten Bramme oder Dünnbramme zu einem Zwischenprodukt mit einer Zwischenprodukttemperatur (T2) von 1000-1200°C;
- d) Warmwalzen zu einem warmgewalzten Stahlflachprodukt, wobei die Endwalztemperatur (T3) 750-1000°C beträgt;
- e) optionales Haspeln des warmgewalzten Stahlflachprodukts, wobei die Haspeltemperatur (T4) höchstens 700°C beträgt;
- f) Optionales Entzndern des warmgewalzten Stahlflachprodukts;

- g) optionales Kaltwalzen des Stahlflachprodukts, wobei der Kaltwalzgrad mindestens 30 % beträgt;
- h) Glühen des Stahlflachprodukts bei einer Glühtemperatur (T5) von 650-900°C;
- i) Abkühlen des Stahlflachprodukts auf eine Eintauchtemperatur (T6), welche 600-800°C, bevorzugt 680-720°C beträgt;
- j) Beschichten des auf die Eintauchtemperatur abgekühlten Stahlflachprodukts mit einem Überzug durch
  - i. Eintauchen in ein Schmelzbad mit einer Schmelzentemperatur (T7) 660-800°C, bevorzugt 670-710°C, wobei das Schmelzbad aus 0,5-4 Gew.-% Si, optional 2-4 Gew.-% Fe, optional bis zu 5,0 Gew.-% Alkali- oder Erdalkalimetalle, optional bis zu 10 % Zn und optionalen weiteren Bestandteilen, deren Gehalte in Summe auf höchstens 2,0 Gew.-% beschränkt sind, und als Rest Aluminium besteht;
  - ii. Abblasen des Stahlflachproduktes nach Austritt aus dem Schmelzbad mittels eines Gasstroms;
- k) Abkühlen des beschichteten Stahlflachprodukts auf Raumtemperatur, wobei eine mittlere Abkühlrate zwischen 660°C und 570°C mindestens 15 K/s beträgt;
- l) optionales Dressieren des beschichteten Stahlflachprodukts.

**[0009]** Überraschenderweise hat sich gezeigt, dass der Si-Gehalt der Schmelze im Bereich von 0,5-4 Gew.-% Si, insbesondere im Bereich von 0,5-1,5 Gew.-%, in Kombination mit der speziellen Abkühlrate in Schritt k) zu einem Stahlflachprodukt führt, das sich zu einem Blechformteil mit verbesserten Eigenschaften umformen lässt. Der diesbezügliche Mechanismus ist weiter unten detailliert erläutert.

**[0010]** In Arbeitsschritt a) wird ein entsprechend der erfindungsgemäß für das Stahlflachprodukt vorgegebenen Legierung zusammengesetztes Halbzeug zur Verfügung gestellt. Dies kann eine im konventionellen Brammenstrangguss oder im Dünnbrammenstrangguss erzeugte Bramme sein.

**[0011]** In Arbeitsschritt b) wird das Halbzeug bei einer Temperatur (T1) von 1000-1400°C durcherwärmt. Sollte das Halbzeug nach dem Vergießen abgekühlt sein, so wird das Halbzeug zum Durcherwärmen zunächst auf 1000-1400°C wiedererwärmt. Die Durcherwärmungstemperatur sollte mindestens 1000°C betragen, um eine gute Verformbarkeit für den nachfolgenden Walzprozess sicherzustellen. Die Durcherwärmungstemperatur sollte nicht mehr als 1400°C betragen, um Anteile schmelzflüssiger Phasen im Halbzeug zu vermeiden.

**[0012]** Im optionalen Arbeitsschritt c) wird das Halbzeug zu einem Zwischenprodukt vorgewalzt. Dünnbrammen werden üblicherweise keiner Vorwalzung unterzogen. Dickbrammen, die zu Warmbändern ausgewalzt werden sollen, können bei Bedarf einer Vorwalzung unterzogen werden. In diesem Fall sollte die Temperatur des Zwischenprodukts (T2) am Ende des Vorwalzens mindestens 1000°C betragen, damit das Zwischenprodukt genügend Wärme für den nachfolgenden Arbeitsschritt des Fertigwalzens enthält. Hohe Walztemperaturen können jedoch auch ein Kornwachstum während des Walzvorgangs fördern, was sich nachteilig auf die mechanischen Eigenschaften des Stahlflachprodukts auswirkt. Um das Kornwachstum während des Walzvorgangs gering zu halten, soll die Temperatur des Zwischenprodukts am Ende des Vorwalzens nicht mehr als 1200°C betragen.

**[0013]** In Arbeitsschritt d) wird die Bramme oder Dünnbramme oder, wenn Arbeitsschritt c) ausgeführt wurde, das Zwischenprodukt zu einem warmgewalzten Stahlflachprodukt gewalzt. Wurde Arbeitsschritt c) ausgeführt, so wird das Zwischenprodukt typischerweise unmittelbar nach dem Vorwalzen fertiggewalzt. Typischerweise beginnt das Fertigwalzen spätestens 90s nach dem Ende des Vorwalzens. Die Bramme, die Dünnbramme oder, wenn Arbeitsschritt c) ausgeführt wurde, das Zwischenprodukt werden bei einer Endwalztemperatur (T3) ausgewalzt. Die Endwalztemperatur, das heißt die Temperatur des fertig warmgewalzten Stahlflachprodukts am Ende des Warmwalzvorgangs, beträgt 750-1000°C. Bei Endwalztemperaturen kleiner 750°C nimmt die Menge an freiem Vanadium ab, da größere Mengen an Vanadiumkarbiden ausgeschieden werden. Die beim Fertigwalzen ausgeschiedenen Vanadiumkarbide sind sehr groß. Sie weisen typischerweise eine mittlere Korngröße von 30 nm oder mehr auf und werden in nachfolgenden Glühprozessen, wie sie zum Beispiel vor dem Schmelztauchbeschichten durchgeführt werden, nicht mehr aufgelöst. Die Endwalztemperatur ist auf Werte von höchstens 1000°C begrenzt, um einer Vergrößerung der Austenitkörner vorzubeugen. Außerdem sind Endwalztemperaturen von höchstens 1000°C prozesstechnisch relevant zur Einstellung von Haspeltemperaturen (T4) kleiner 700°C.

**[0014]** Das Warmwalzen des Stahlflachprodukts kann als kontinuierliches Warmbandwalzen oder als reversierendes Walzen erfolgen. Arbeitsschritt e) sieht für den Fall des kontinuierlichen Warmbandwalzens ein

optionales Haspeln des warmgewalzten Stahlflachprodukts vor. Dazu wird das Warmband nach dem Warmwalzen innerhalb von weniger als 50s auf eine Haspeltemperatur (T4) abgekühlt. Als Kühlmedium kann hierfür beispielsweise Wasser, Luft oder eine Kombination aus beidem verwendet werden. Die Haspeltemperatur (T4) sollte höchstens 700°C betragen, um die Bildung großer Vanadiumkarbide zu vermeiden. Die Haspeltemperatur ist prinzipiell nicht nach unten beschränkt. Allerdings haben sich Haspeltemperaturen von mindestens 500°C als günstig für die Kaltwalzbarkeit erwiesen. Anschließend wird das gehaspelte Warmband in konventioneller Weise an Luft auf Raumtemperatur abgekühlt.

**[0015]** In Arbeitsschritt f) wird das warmgewalzte Stahlflachprodukt optional in konventioneller Weise durch Beizen oder durch eine andere geeignete Behandlung entzundert.

**[0016]** Das von Zunder gereinigte warmgewalzte Stahlflachprodukt kann vor der Glühbehandlung in Arbeitsschritt g) optional einem Kaltwalzen unterzogen werden, um beispielsweise höhere Anforderungen an die Dickentoleranzen des Stahlflachprodukts zu erfüllen. Der Kaltwalzgrad (KWG) sollte dabei mindestens 30 % betragen, um in das Stahlflachprodukt genügend Verformungsenergie für eine schnelle Rekristallisation einzubringen. Unter dem Kaltwalzgrad KWG wird dabei der Quotient aus der Dickenabnahme beim Kaltwalzen  $\Delta d_{KW}$  durch die Warmbanddicke  $d$  verstanden:

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

mit  $\Delta d_{KW}$  = Dickenabnahme beim Kaltwalzen in mm und  $d$  = Warmbanddicke in mm, wobei sich die Dickenabnahme  $\Delta d_{KW}$  aus der Differenz der Dicke des Stahlflachprodukts vor dem Kaltwalzen zur Dicke des Stahlflachprodukts nach dem Kaltwalzen ergibt. Beim Stahlflachprodukt vor dem Kaltwalzen handelt es sich üblicherweise um ein Warmband der Warmbanddicke  $d$ . Das Stahlflachprodukt nach dem Kaltwalzen wird üblicherweise auch als Kaltband bezeichnet. Der Kaltwalzgrad kann prinzipiell sehr hohe Werte von über 90 % annehmen. Allerdings haben sich Kaltwalzgrade von höchstens 80 % als günstig zur Vermeidung von Bandrissen erwiesen.

**[0017]** In Arbeitsschritt h) wird das Stahlflachprodukt einer Glühbehandlung bei Glühtemperaturen (T5) von 650-900°C unterzogen. Dazu wird das Stahlflachprodukt zunächst innerhalb von 10 bis 120s auf die Glühtemperatur erwärmt und dann 30 bis 600s bei der Glühtemperatur gehalten. Die Glühtemperatur beträgt mindestens 650°C, bevorzugt mindestens 720°C. Glühtemperaturen oberhalb von 900°C sind aus ökonomischen Gründen nicht wünschenswert.

**[0018]** In Arbeitsschritt i) wird das Stahlflachprodukt nach dem Glühen auf eine Eintauchtemperatur (T6) abgekühlt, um es für die anschließende Beschichtungsbehandlung vorzubereiten. Die Eintauchtemperatur ist kleiner als die Glühtemperatur und wird auf die Temperatur des Schmelzbads abgestimmt. Die Eintauchtemperatur beträgt 600-800°C, bevorzugt mindestens 650°C, besonders bevorzugt mindestens 670°C, besonders bevorzugt höchstens 700°C. Für eine besonders homogene Grenzschichtausbildung ist es wichtig, dass genügend thermische Energie in der Grenzschicht zwischen Stahlsubstrat und Aluminiumschmelze vorliegt. Dies ist bei tieferen Temperaturen als 600°C nicht der Fall, so dass sich unerwünschte Verbindungen bilden können, deren spätere Rückumwandlung zu Poren führen kann. Ab den bevorzugten Eintauchtemperaturen erhöht sich die Diffusionsgeschwindigkeit von Eisen in Aluminium nochmals signifikant, so dass bereits zu Beginn des Überzugsprozesses vermehrt Eisen in die noch flüssige Grenzschicht eindiffundieren kann. Die Dauer der Abkühlung des geglühten Stahlflachprodukts von der Glühtemperatur T5 auf die Eintauchtemperatur T6 beträgt bevorzugt 10-180s. Insbesondere weicht die Eintauchtemperatur T6 von der Temperatur des Schmelzenbades T7 um nicht mehr als 30K, insbesondere nicht mehr als 20K, bevorzugt nicht mehr als 10K ab.

**[0019]** Das Stahlflachprodukt wird in Arbeitsschritt j) einer Beschichtungsbehandlung unterzogen. Die Beschichtungsbehandlung erfolgt bevorzugt mittels kontinuierlichem Schmelztauchbeschichten. Die Beschichtung kann nur auf einer Seite, auf beiden Seiten oder auf allen Seiten des Stahlflachprodukts aufgebracht werden. Die Beschichtungsbehandlung erfolgt bevorzugt als Schmelztauchbeschichtungsprozess, insbesondere als kontinuierlicher Prozess. Dabei kommt das Stahlflachprodukt üblicherweise auf allen Seiten mit dem Schmelzbad in Kontakt, so dass es allseits beschichtet wird. Das Schmelzbad, das die auf das Stahlflachprodukt aufzubringende Legierung in flüssiger Form enthält, weist typischerweise eine Temperatur (T7) von 660-800°C, bevorzugt 670-740°C, besonders bevorzugt 670-710°C auf. Als zum Beschichten alterungsbeständiger Stahlflachprodukte mit einem Korrosionsschutzüberzug besonders geeignet haben sich Legierungen auf Aluminiumbasis erwiesen. In einem solchen Fall enthält das Schmelzbad 0,5 bis 4 Gew.-% Si, insbesondere 0,5-1,5 Gew.-% Si, optional 2-4 Gew.-% Fe, optional 0,1-5,0 Gew.-% Alkali- oder Erdalkalimetalle,

bevorzugt bis zu 1,0 Gew.-% Alkali- oder Erdalkalimetalle, und optionale weitere Bestandteile, deren Gehalte in Summe auf höchstens 2,0 Gew.-% beschränkt sind, und als Rest Aluminium. 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. Insbesondere besteht der optionale Gehalt an Alkali- oder Erdalkalimetallen in der Schmelze aus 0,1-1,0 Gew.-% Mg, insbesondere 0,1-0,7 Gew.-% Mg, bevorzugt 0,1-0,5 Gew.-% Mg und optional mindestens 0,0015 Gew.-% Ca, bevorzugt mindestens 0,01 Gew.-% Ca.

**[0020]** Nach dem Austritt aus dem Schmelzbad wird das Stahlflachprodukt mittels eines Gasstroms abgeblasen, um die Dicke des Überzuges einzustellen.

**[0021]** Nach der Beschichtungsbehandlung wird das beschichtete Stahlflachprodukt in Arbeitsschritt k) auf Raumtemperatur abgekühlt. Dabei beträgt eine mittlere Abkühlrate zwischen 660°C und 570°C mindestens 15 K/s, bevorzugt mindestens 20 K/s. Dies entspricht dem Bereich zwischen dem Beginn der Verfestigung und dem Ende der Verfestigung des Überzuges. Bei einer Abkühlung auf 660°C beginnt die Verfestigung des Überzuges und bei einer weiteren Abkühlung auf 570°C ist der Überzug vollständig verfestigt. Bevorzugt beträgt die mittlere Abkühlrate maximal 100 K/s, besonders bevorzugt maximal 50 K/s.

**[0022]** Bereits während des Schmelztauchbeschichtens und Abkühlens kommt es zu einer gewissen Diffusion von Eisen aus dem Stahlsubstrat in den Überzug. Diese Diffusion wird erneut gestartet, wenn die Blechzuschnitte des erhaltenen Stahlflachproduktes erneut vor der Umformung auf Temperaturen oberhalb von AC3 erwärmt werden. Während die Diffusion während des Schmelztauchbeschichtens und Abkühlens bei Temperaturen von etwa 750°C bis runter auf 570°C stattfindet (bei 570°C stoppt die Diffusion im Wesentlichen aufgrund der Verfestigung des Überzuges), findet die Diffusion bei der erneuten Erwärmung vor der Umformung bei Temperaturen um 900°C statt. Überraschenderweise hat sich gezeigt, dass sich der Grenzbereich zwischen dem Stahlsubstrat und dem Überzug unterschiedlich ausbildet je nachdem bei welchen Temperaturen die Diffusion stattfindet. Im niedrigeren Temperaturbereich von 750°C bis 570°C verläuft die Diffusion vergleichsweise langsam und es bildet sich ein relativ scharfer Übergang zwischen Stahlsubstrat und Überzug. Dagegen verlaufen die Diffusionsvorgänge bei Temperaturen von 900°C deutlich schneller. Zusätzlich bilden sich schmelzflüssige Phasen im Überzug, so dass neben der gleichmäßig verlaufenden Diffusion eine gewisse Durchmischung aufgrund von Konvektion auftritt. Derartige Konvektionsbereiche sind natürlicherweise zufällig verteilt. Im Ergebnis führen diese beiden Effekte dazu, dass sich kein so scharfer Übergang zwischen Überzug und Stahlsubstrat bildet.

**[0023]** Die Erfinder haben erkannt, dass es vorteilhaft ist, die Diffusionsvorgänge nach dem Schmelztauchbeschichten möglichst schnell zu stoppen, indem eine mittlere Abkühlrate zwischen 660°C und 570°C von mindestens 15 K/s, bevorzugt von mindestens 20 K/s festgelegt wird. Dies führt dazu, dass die Diffusion auf den späteren Verfahrensschritt beim Wiedererwärmen verlagert wird und dort bei höheren Temperaturen stattfindet. Im Ergebnis erhält man einen ungleichmäßigeren Übergang zwischen Stahlsubstrat und Überzug beim erhaltenen Blechformteil. Dieser ungleichmäßigere Übergang manifestiert als flacherer gemittelter Härtegradient im Übergang zwischen Stahlsubstrat und Überzug. Die Vorteile dieses Härtegradienten sind untenstehend in Bezug auf das Blechformteil erläutert.

**[0024]** Das beschichtete Stahlflachprodukt kann optional einem Dressieren mit einem Dressiergrad von bis zu 2% unterzogen werden, um die Oberflächenrauheit des Stahlflachprodukts zu verbessern.

**[0025]** Der verwendete Stahl beim Verfahren zum Herstellen eines Stahlflachproduktes, beim Verfahren zum Herstellen eines Blechformteils und beim Blechformteil selbst ist ein Stahl der 0,1-3 Gew.-% Mn und optional bis zu 0,01 Gew.-% B aufweist. Entsprechendes gilt selbstverständlich auch für den Stahl des warmumgeformten Blechformteils.

**[0026]** Insbesondere ist das Gefüge des Stahls durch ein Warmumformen in ein martensitisches oder teilweise martensitisches Gefüge umwandelbar. Das Gefüge des Stahlsubstrates des Blechformteils ist also bevorzugt ein martensitisches oder zumindest teilweise martensitisches Gefüge, da dieses eine besonders hohe Härte aufweist.

**[0027]** Besonders bevorzugt ist das Stahlsubstrat ein Stahl, der neben Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen (in Gew.-%) aus

C:	0,04-0,45 Gew.-%,
Si:	0,02-1,2 Gew.-%,
Mn:	0,5-2,6 Gew.-%,
Al:	0,02-1,0 Gew.-%,
P:	≤ 0,05 Gew.-%,
S:	≤ 0,02 Gew.-%,
N:	≤ 0,02 Gew.-%,
Sn:	≤ 0,03 Gew.-%,
As:	≤ 0,01 Gew.-%,
Ca:	≤ 0,005 Gew.-%,

Cr:	0,08-1,0 Gew.-%,
B:	0,001-0,005 Gew.-%,
Mo:	≤0,5 Gew.-%,
Ni:	≤0,5 Gew.-%,
Cu:	≤0,2 Gew.-%,
Nb:	0,01-0,08 Gew.-%,
Ti:	0,01-0,08 Gew.-%,
V:	≤0,3 Gew.-%,

besteht.

**[0028]** Bei den Elementen P, S, N, Sn, As, Ca handelt es sich um Verunreinigungen, die bei der Stahlerzeugung nicht vollständig vermieden werden können. Gelegentlich wird Ca auch bewusst zur Abbindung von Schwefel hinzulegiert. In einem solchen Fall beträgt der Gehalt von Ca mindestens 0,001 Gew.-%. Maximal beträgt der Ca-Gehalt auch in diesem Fall 0,005 Gew.-%.

**[0029]** Neben diesen Elementen 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 unvermeidbaren Verunreinigungen in Summe maximal 0,2 Gew.-%, bevorzugt maximal 0,1 Gew.-%. Die optionalen Legierungselemente Cr, B, Nb, Ti, für die eine Untergrenze angegeben ist, können auch in Gehalten unterhalb der jeweilige Untergrenze als unvermeidbare Verunreinigungen im Stahlsubstrat 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. Bevorzugt sind die individuellen Obergrenzen für die jeweilige Verunreinigung dieser Elemente wie folgt:

Cr:	≤ 0,050 Gew.-%,
B:	≤ 0,0005 Gew.-%
Nb:	≤ 0,005 Gew.-%,
Ti:	≤ 0,005 Gew.-%

**[0030]** Dabei sind diese bevorzugten Obergrenzen als alternativ oder gemeinsam zu betrachten. Bevorzugte Varianten des Stahls erfüllen also eine oder mehrere dieser vier Bedingungen.

**[0031]** Bei einer eine bevorzugten Ausführungsform beträgt der C-Gehalt des Stahls maximal 0,37 Gew.% und/oder mindestens 0,06 Gew.-%. Bei besonders bevorzugten Ausführungsvarianten liegt der C-Gehalt im Bereich von 0,06-0,09 Gew.-% oder im Bereich von 0,11-0,25 Gew.-% oder im Bereich von 0,32-0,37 Gew.-%.

- [0032]** Bei einer eine bevorzugten Ausführungsform beträgt der Si-Gehalt des Stahls maximal 1,00 Gew.% und/oder mindestens 0,06 Gew.-%.
- [0033]** Der Mn-Gehalt des Stahls beträgt bei einer bevorzugten Variante maximal 2,4 Gew.% und/oder mindestens 0,75 Gew.-%. Bei besonders bevorzugten Ausführungsvarianten liegt der Mn-Gehalt im Bereich von 0,75-0,85 Gew.-% oder im Bereich von 1,0-1,6 Gew.-%.
- [0034]** Der Al-Gehalt des Stahls beträgt bei einer bevorzugten Variante maximal 0,75 Gew.-%, insbesondere maximal 0,5 Gew.-%, bevorzugt maximal 0,25 Gew.-%. Alternativ oder ergänzend beträgt der Al-Gehalt bevorzugt mindestens 0,02%.
- [0035]** Zudem hat sich gezeigt, dass es hilfreich sein kann, wenn die Summe der Gehalte von Silizium und Aluminium begrenzt sind. Bei einer bevorzugten Variante beträgt daher die Summe der Gehalte von Si und Al (üblicherweise bezeichnet als Si+Al) maximal 1,5 Gew.-%, bevorzugt maximal 1,2 Gew.-%. Ergänzend oder alternativ beträgt die Summe der Gehalte von Si und Al mindestens 0,06 Gew.-%, bevorzugt mindestens 0,08 Gew.-%.
- [0036]** Bei den Elementen P, S, N handelt es sich um typische Verunreinigungen die bei der Stahlerzeugung nicht vollständig vermieden werden können. Bei bevorzugten Varianten beträgt der P-Gehalt maximal 0,03 Gew.-%. Unabhängig davon beträgt der S-Gehalt bevorzugt maximal 0,012%. Zusätzlich oder ergänzend beträgt der N-Gehalt bevorzugt maximal 0,009 Gew.-%.
- [0037]** Optional enthält der Stahl zudem Chrom mit einem Gehalt von 0,08-1,0 Gew.-%. Bevorzugt beträgt der Cr-Gehalt maximal 0,75 Gew.-%, insbesondere maximal 0,5 Gew.-%.
- [0038]** Im Falle einer optionale Zulegierung von Chrom ist bevorzugt die Summe der Gehalte von Chrom und Mangan begrenzt. Die Summe beträgt maximal 3,3 Gew.-%, insbesondere maximal 3,15 Gew.-%. Weiterhin beträgt die Summe mindestens 0,5 Gew.-%, bevorzugt mindestens 0,75 Gew.-%.
- [0039]** Bevorzugt enthält der Stahl optional zudem Bor mit einem Gehalt von 0,001-0,005 Gew.-%. Insbesondere beträgt der B-Gehalt maximal 0,004 Gew.-%.
- [0040]** Optional kann der Stahl Molybdän mit einem Gehalt von maximal 0,5 Gew.-% enthalten, insbesondere maximal 0,1 Gew.-%.
- [0041]** Weiterhin kann der Stahl optional Nickel enthalten mit einem Gehalt von maximal 0,5 Gew.-%, bevorzugt maximal 0,15 Gew.-%.
- [0042]** Optional kann der Stahl zudem Kupfer enthalten mit einem Gehalt von maximal 0,2 Gew.-%, bevorzugt maximal 0,15 Gew.-%.
- [0043]** Zudem kann der Stahl optional eines oder mehrere der Mikrolegierungselemente Nb, Ti und V enthalten. Dabei beträgt der optionale Nb-Gehalt mindestens 0,01 Gew.-%, insbesondere mindestens 0,02 Gew.-% und maximal 0,08 Gew.-%, bevorzugt maximal 0,04 Gew.-%. Der optionale Ti-Gehalt beträgt mindestens 0,01 Gew.-% und maximal 0,08 Gew.-%, bevorzugt maximal 0,04 Gew.-%. Der optionale V-Gehalt beträgt maximal 0,3 Gew.-%, bevorzugt maximal 0,2 Gew.-%, insbesondere maximal 0,1 Gew.-%, bevorzugt maximal 0,05 Gew.-%.
- [0044]** Im Falle einer optionale Zulegierung von mehreren der Elemente Nb, Ti und V ist bevorzugt die Summe der Gehalte von Nb, Ti und V begrenzt. Die Summe beträgt maximal 0,1 Gew.-%, insbesondere maximal 0,068 Gew.-%. Weiterhin beträgt die Summe bevorzugt mindestens 0,015 Gew.-%.
- [0045]** Die vorstehenden Erläuterungen zu bevorzugten Stahlsubstraten gelten selbstverständlich ebenso für das Stahlsubstrat des, im nachfolgenden beschriebene Stahlflachproduktes, sowie die Stahlsubstrate in den beschriebenen Herstellungsverfahren.
- [0046]** Das so hergestellte Stahlflachprodukt umfasst 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.

**[0047]** Beim Schmelztauchbeschichten diffundiert wie bereits erläutert Eisen aus dem Stahlsubstrat in den flüssigen Überzug, so dass der Korrosionsschutzüberzug des Stahlflächproduktes beim Erstarren insbesondere eine Legierungsschicht und eine Al-Basissschicht aufweist.

**[0048]** 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 aus 35-60 Gew.-% Fe, bevorzugt  $\alpha$ -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.

**[0049]** 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 Schmelzbaudes. Das heißt, sie besteht aus 0,5-4 Gew.-% Si, optional 2-4 Gew.-% Fe, optional bis zu 5,0 Gew.-% Alkali- oder Erdalkalimetalle, optional bis zu 10 % Zn und optionalen weiteren Bestandteilen, deren Gehalte in Summe auf höchstens 2,0 Gew.-% beschränkt sind, und als Rest Aluminium. Bevorzugte Zusammensetzungen der Al-Basissschicht entsprechen den bevorzugten Schmelzenzusammensetzungen.

**[0050]** 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 insbesondere mindestens 0,0015 Gew.-% Ca, insbesondere mindestens 0,01 Gew.-% Ca, umfassen. Insbesondere besteht der optionale Gehalt an Alkali- oder Erdalkalimetallen in der Schmelze aus 0,1-1,0 Gew.-% Mg, insbesondere 0,1-0,7 Gew.-% Mg, bevorzugt 0,1-0,5 Gew.-% Mg und optional mindestens 0,0015 Gew.-% Ca, bevorzugt mindestens 0,01 Gew.-% Ca.

**[0051]** Bei einer weiter bevorzugten Variante des Korrosionsschutzüberzuges ist der Si-Gehalt in der Legierungsschicht geringer als der Si-Gehalt in der Al-Basissschicht.

**[0052]** Der Korrosionsschutzüberzug hat bevorzugt eine Dicke von 5-60  $\mu\text{m}$ , insbesondere von 10 bis 40  $\mu\text{m}$ . Das Aufschlaggewicht 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 Aufschlaggewicht des Korrosionsschutzüberzuges  $100 - 200 \frac{\text{g}}{\text{m}^2}$  bei beidseitigen Überzügen bzw.  $50 - 100 \frac{\text{g}}{\text{m}^2}$  für einseitige Überzüge. Besonders bevorzugt beträgt das Aufschlaggewicht des Korrosionsschutzüberzuges  $120 - 180 \frac{\text{g}}{\text{m}^2}$  bei beidseitigen Überzügen bzw.  $60 - 90 \frac{\text{g}}{\text{m}^2}$  für einseitige Überzüge.

**[0053]** Die Dicke der Legierungsschicht ist bevorzugt kleiner als 20  $\mu\text{m}$ , besonders bevorzugt kleiner 16  $\mu\text{m}$ , besonders bevorzugt kleiner 12  $\mu\text{m}$ , insbesondere kleiner 10  $\mu\text{m}$ . 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  $\mu\text{m}$ .

**[0054]** Bei einer bevorzugten Variante umfasst das Stahlflächprodukt eine auf dem Korrosionsschutzüberzug angeordnete Oxidschicht. Die Oxidschicht liegt dabei insbesondere auf der Al-Basissschicht und bildet bevorzugt den äußeren Abschluss des Korrosionsschutzüberzuges.

**[0055]** 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 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.

**[0056]** Bevorzugt hat die Oxidschicht des Stahlflachproduktes eine Dicke, die größer ist als 50 nm. Insbesondere beträgt die Dicke der Oxidschicht maximal 500nm.

**[0057]** Die Erfindung betrifft ebenfalls ein Verfahren zum Herstellen eines Blechformteils. Dabei ist das Blechformteil insbesondere so ausgestaltet im Folgenden detailliert beschrieben. Das Verfahren umfasst dabei die folgende Arbeitsschritte:

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

**[0058]** Beim erfindungsgemäßen Verfahren wird somit zunächst ein Stahlflachprodukt hergestellt wie zuvor beschrieben. Von diesem Stahlflachprodukt wird eine Blechzuschnitt abgeteilt. Dieser Zuschnitt, der aus einem entsprechend den voranstehenden Erläuterungen in geeigneter Weise zusammengesetzten Stahl besteht, wird dann in an sich bekannter Weise so erwärmt wird, dass zumindest teilweise die AC3 Temperatur des Zuschnitts überschritten ist und die Temperatur  $T_{\text{Einlg}}$  des Zuschnitts beim Einlegen in ein für ein Warmpressformen vorgesehenes Umformwerkzeug (Arbeitsschritt d)) zumindest teilweise eine Temperatur oberhalb von  $Ms+100^\circ\text{C}$  beträgt. Unter teilweise Überschreiten einer Temperatur (hier AC3 bzw.  $Ms+100^\circ\text{C}$ ) wird im Sinne dieser Anmeldung verstanden, dass mindestens 30 %, insbesondere mindestens 60 %, des Volumens des Zuschnitts eine entsprechende Temperatur überschreiten. 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 maximale Festigkeit besitzen.

**[0059]** Maximale Festigkeitseigenschaften des erhaltenen Blechformteils können dadurch ermöglicht werden, dass die zumindest teilweise im Blechzuschnitt erreichte Temperatur zwischen  $Ac3$  und  $1000^\circ\text{C}$ , bevorzugt zwischen  $850^\circ\text{C}$  und  $950^\circ\text{C}$  liegt.

**[0060]** Dabei ist die zu überschreitende Mindesttemperatur  $Ac3$  gemäß der von HOUARDY, HP. in Werkstoffkunde Stahl Band 1: Grundlagen, Verlag Stahleisen GmbH, Düsseldorf, 1984, p. 229., angegebenen Formel

$$Ac3 = (902 - 225 * \%C + 19 * \%Si - 11 * \%Mn - 5 * \%Cr + 13 * \%Mo - 20 * \%Ni + 55 * \%V)^\circ\text{C}$$

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.

**[0061]** Eine optimal gleichmäßige Eigenschaftsverteilung lässt sich dadurch erreichen, dass der Zuschnitt im Arbeitsschritt b) vollständig durcherwärmt wird.

**[0062]** Bei einer bevorzugten Ausführungsvariante beträgt die mittlere Aufheizgeschwindigkeit  $r_{\text{Ofen}}$  des Blechzuschnittes beim Erwärmen in Schritt b) mindestens 3 K/s, bevorzugt mindestens 5 K/s, insbesondere mindestens 10 K/s, bevorzugt mindestens 15 K/s. Die mittlere Aufheizgeschwindigkeit  $r_{\text{Ofen}}$  ist dabei als mittlere Aufheizgeschwindigkeit von 30°C auf 700°C zu verstehen.

**[0063]** Bei einer bevorzugten Ausführungsvariante erfolgt die Erwärmung in einem Ofen mit einer Ofentemperatur  $T_{\text{Ofen}}$  von 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.

**[0064]** Bevorzugt beträgt der Taupunkt im Ofen beträgt hierbei mindestens -20°C, bevorzugt mindestens -15°C, insbesondere mindestens -5°C, besonders bevorzugt mindestens 0°C, insbesondere mindestens 5°C und maximal +25°C, bevorzugt maximal + 20°C insbesondere maximal +15°C.

**[0065]** 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.

**[0066]** Die Gesamtzeit im Ofen  $t_{\text{Ofen}}$ , 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 Ac3 zu einer Kornvergrößerung, die sich negativ auf die mechanischen Eigenschaften auswirkt.

**[0067]** Der so erwärmte Zuschnitt wird aus der jeweiligen Erwärmungseinrichtung, bei der es sich beispielsweise um einen konventionellen Erwärmungsofen, 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, bevorzugt oberhalb von 600°C, insbesondere oberhalb von 650°C, besonders bevorzugt oberhalb von 700°C. Hierbei bezeichnet  $M_s$  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.

**[0068]** Im Arbeitsschritt d) wird der Transfer des austenitisierten Zuschnitts von der jeweils zum Einsatz kommenden Erwärmungseinrichtung zum Umformwerkzeug innerhalb von vorzugsweise höchstens 20s, insbesondere von maximal 15s absolviert. Ein derart schneller Transport ist erforderlich, um eine zu starke Abkühlung vor der Verformung zu vermeiden.

**[0069]** Das Werkzeug besitzt beim Einlegen des Zuschnitts typischerweise eine Temperatur zwischen Raumtemperatur (RT) und 200°C, bevorzugt zwischen 20°C und 180°C, insbesondere zwischen 50°C und 150°C. Optional kann das Werkzeug in einer besonderen Ausführungsform zumindest bereichsweise auf eine Temperatur  $T_{\text{WZ}}$  von mindestens 200°C, insbesondere mindestens 300°C temperiert sein, um das Bauteil nur partiell zu härten. Weiterhin beträgt die Werkzeugtemperatur  $T_{\text{WZ}}$  bevorzugt maximal 600°C, insbesondere maximal 550°C. Es ist lediglich sicherzustellen, dass die Werkzeugtemperatur  $T_{\text{WZ}}$  unterhalb der gewünschten Zieltemperatur  $T_{\text{Ziel}}$  liegt. Die Verweilzeit im Werkzeug  $t_{\text{WZ}}$  beträgt bevorzugt mindestens 2s,

insbesondere mindestens 3s, besonders bevorzugt mindestens 5s. Maximal beträgt die Verweilzeit im Werkzeug bevorzugt 25s, insbesondere maximal 20s.

**[0070]** Die Zieltemperatur  $T_{\text{Ziel}}$  des Blechformteils liegt zumindest teilweise unterhalb 400°C, bevorzugt unterhalb 300°C, insbesondere unterhalb von 250°C, bevorzugt unterhalb von 200°C, besonders bevorzugt unterhalb von 180°C, insbesondere unterhalb von 150°C. Alternativ liegt die Zieltemperatur  $T_{\text{Ziel}}$  des Blechformteils besonders bevorzugt unter  $M_s - 50^\circ\text{C}$ , wobei  $M_s$  die Martensitstarttemperatur bezeichnet. Weiterhin beträgt die Zieltemperatur des Blechformteils bevorzugt mindestens 20°C, besonders bevorzugt mindestens 50°C.

**[0071]** Die Martensitstarttemperatur eines im Rahmen der erfindungsgemäßen Vorgaben liegenden Stahls ist gemäß der Formel

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

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.

**[0072]** Die AC1-Temperatur und die AC3-Temperatur eines im Rahmen der erfindungsgemäßen Vorgaben liegenden Stahls ist gemäß den Formeln

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

und

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

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. 1 8-10)

**[0073]** Im Werkzeug wird der Zuschnitt somit nicht nur zu dem Blechformteil geformt, sondern gleichzeitig auch die Zieltemperatur abgeschreckt. Die Abkühlrate im Werkzeuge  $r_{\text{WZ}}$  auf die Zieltemperatur beträgt insbesondere mindestens 20 K/s, bevorzugt mindestens 30 K/s, insbesondere mindestens 50 K/s, in besonderer Ausführung mindestens 100 K/s.

**[0074]** Nach dem Entnehmen des Blechformteils in Schritt e) erfolgt ein Abkühlen des Blechformteils auf eine Abkühltemperatur  $T_{\text{AB}}$  von weniger als 100°C innerhalb einer Abkühldauer  $t_{\text{AB}}$  von 0,5 bis 600s. Dies geschieht im Regelfall durch eine Luftabkühlung.

**[0075]** Die Erfindung betrifft weiterhin ein Blechformteil geformt aus einem Stahlblechzuschnitt umfassend ein Stahlsubstrat, das aus einem Stahl, der 0,1-3 Gew.-% Mn und optional bis zu 0,01 Gew.-% B aufweist, besteht. Dabei weist das Blechformteil auf mindestens einer Seite einen Korrosionsschutzüberzug auf Aluminium-Basis auf, wobei der Betrag des Härtegradienten von Korrosionsschutzüberzug und Stahlsubstrat senkrecht zur Oberfläche des Stahlsubstrates kleiner ist als 1,7 GPa/ $\mu\text{m}$ .

**[0076]** Ein solches Blechformteil kann unter anderem mit dem zuvor beschriebenen Verfahren hergestellt werden.

**[0077]** Dabei wird der Härtegradient gemäß dem folgenden Verfahren bestimmt:

- Einbetten zumindest eines Teils des Blechformteils in eine Einbettungsmasse und Anfertigen einen Querschliffes des Blechformteils;
- Polieren des Querschliffs und leichtes Ätzen mit 3% Nital (alkoholische Salpetersäure);

- Festlegen eines Messfeldes auf dem Querschliff von mindestens 50 µm Breite parallel zur Oberfläche und eines kartesischen Messrasters auf dem Messfeld, wobei die kartesische x-Achse senkrecht zur Oberfläche des Stahlsubstrates verläuft und die kartesische y-Achse parallel zur Oberfläche des Stahlsubstrates verläuft und wobei der Rasterabstand in beide Richtungen jeweils 1,5 µm beträgt;
- Messung der Nanohärte auf den Gitterpunkten des Messrasters mit einem Nanoindenter mit einer kalibrierten Berkovich-Pyramide als Prüfspritze und mit einer Belastungsfunktion mit einer Maximallast von 2000 µN;
- Berechnen eines Härteverlaufes als Funktion der kartesischen x-Koordinate, indem jeder x-Koordinate der Mittelwert der Nanohärte über alle Gitterpunkte mit dieser x-Koordinate zugeordnet wird (d.h. die Härtewerte aller Punkte mit dem gleichen Abstand zur Oberfläche des Stahlsubstrates werden gemittelt);
- Berechnen des Härtegradienten als Differenzenquotient des Härteverlaufes.

**[0078]** Als Nanoindenter wird beispielsweise das Gerät „Hysitron TI Premier“ der Fa. Bruker verwendet. Details zum Gerät sind von der Fa. Bruker zu beziehen oder beispielsweise abrufbar unter dem Link: <https://www.bruker.com/en/products-and-solutions/test-and-measurement/nanomechanical-test-systems/hysitron-ti-premier-nanoindenter.html>. Beim Nanoindenter wird eine bestimmte Messspitze, beispielsweise eine Berkovich Spitze (aus Diamant bestehend), in eine zu untersuchende Probe gedrückt und anhand der gemessenen Kraft-Eindringkurve kann, vorzugsweise über die Auswertemethode nach Oliver&Pharr (Methode abrufbar unter dem Link: <https://www.sciencedirect.com/topics/engineering/oliver-pharr-method>), eine Härte bestimmt werden.

**[0079]** Ein Härtegradient der betragsmäßig kleiner ist als 1,7 GPa/µm bedeutet, dass sich die parallel zur Oberfläche des Stahlsubstrates gemittelte Härte langsamer verändert.

**[0080]** Ein geringerer Härtegradient hat den Vorteil, dass die Widerstandsfähigkeit gegen Rissbildung höher ist. Ein scharfer Härtegradient ist immer auch ein Indikator für eine „Sollbruchstelle“. Wenn der Übergang der Härte aber langsamer verläuft, so kommt es im Material bei Verformung (z.B. im Crashfall) erst bei höheren Spannungsintensitäten zu einer Rissausbildung. Das Material kann somit höhere äußere Kräfte erdulden, bevor es versagt.

**[0081]** Bevorzugt umfasst der Korrosionsschutzüberzug des Blechformteils eine Legierungsschicht und eine Al-Basissschicht.

**[0082]** Die Legierungsschicht liegt dabei auf dem Stahlsubstrat auf und grenzt unmittelbar an dieses an. Bevorzugt besteht die Legierungsschicht des Blechformteils aus 35-95 Gew.-% Fe, bevorzugt 60-95 Gew.-% Fe, 0,1-4 Gew.-% Si und optionalen weiteren Bestandteilen, deren Gehalte in Summe auf höchstens 3,5 Gew.-%, bevorzugt 2,0 Gew.-% beschränkt sind, und als Rest Aluminium. Bei den optionalen weiteren Bestandteilen handelt es sich bevorzugt um die neben Eisen vorhandenen Elemente im Stahl des Stahlsubstrates und die übrigen Elemente aus der Schmelze wie Zn und Alkali- oder Erdalkalimetalle. Diese Elemente aus der Schmelze reichern sich nur zu einem sehr geringen Teil in der Legierungsschicht an. Die Legierungsschicht hat bevorzugt ein ferritisches Gefüge.

**[0083]** 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, bevorzugt 40-50 Gew.-% Fe, 0,4 - 4 Gew.-% Si, insbesondere 0,4-1,5 Gew.-% Si, optional zu 3 Gew.-% Alkali- oder Erdalkalimetalle, bevorzugt bis zu 1,0% Gew.-% Alkali- oder Erdalkalimetalle, optional bis zu 10 % Zn und optionalen weiteren Bestandteilen, deren Gehalte in Summe auf höchstens 2,0 Gew.-% beschränkt sind, und als Rest Aluminium. Bevorzugt beträgt der optionale Gehalt an Alkali- oder Erdalkalimetallen mindestens 0,1 Gew.-%.

**[0084]** 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. Weiterhin bevorzugt besteht der optionale Gehalt an Alkali- oder Erdalkalimetallen aus 0,1-1,0 Gew.-% Mg, insbesondere 0,1-0,7 Gew.-% Mg, bevorzugt 0,1-0,5 Gew.-% Mg und optional mindestens 0,0015 Gew.-% Ca, insbesondere mindestens 0,1 Gew.-% Ca.

**[0085]** 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.

**[0086]** Bei einer bevorzugten Variante sind die siliziumreichen Phasen innerhalb der siliziumarmen Phase angeordnet. Insbesondere bilden die siliziumreichen Phasen eine mindestens 40 % durchgehende Schicht, die von siliziumarmen Gebieten begrenzt ist. Unter einer durchgehenden Schicht siliziumreicher Phasen ist zu verstehen, dass im senkrechten Schlibbild eine Linie so parallel zur Oberfläche des Stahlsubstrates gelegt werden kann, dass sie vollständig durch die siliziumreichen Phasen verläuft. Dagegen ist unter einer mindestens X % durchgehenden Schicht zu verstehen, dass im senkrechten Schlibbild eine Linie so parallel zur Oberfläche des Stahlsubstrates gelegt werden kann, dass sie zu mindestens X % innerhalb der siliziumreichen Phasen verläuft. Im hier vorliegenden Fall liegen die siliziumreichen Phasen also derart zusammenhängend, dass im senkrechten Schlibbild eine Linie so parallel zur Oberfläche des Stahlsubstrates gelegt werden kann, dass sie zu mindestens 40% innerhalb der siliziumreichen Phasen verläuft. Bei einer alternativen Ausführungsvariante sind die siliziumreichen Phasen inselförmig in der siliziumarmen Phase angeordnet.

**[0087]** 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.

**[0088]** 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. 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 der nicht von den Oxiden und optional vorhandenen Hydroxiden eingenommene Rest der Oxidschicht aus Silizium, Aluminium, Eisen und/oder Magnesium in metallischer Form.

**[0089]** Die Oxidschicht hat bevorzugt eine Dicke von mindestens 50 nm, insbesondere von mindestens 100 nm. Weiterhin beträgt die Dicke bevorzugt maximal 4 µm, insbesondere maximal 2 µm.

**[0090]** Bei dem erfindungsgemäßen Blechformteil handelt es sich bevorzugt um ein Bauteil für ein Landfahrzeug, Seefahrzeug oder Luftfahrzeug. Besonders bevorzugt handelt es sich um ein Automobilteil, insbesondere um ein Karosserieteil. Bevorzugt ist das Bauteil eine B-Säule, Längsträger, A-Säule, Schweller oder Querträger.

**[0091]** Näher erläutert wird die Erfindung anhand der Figuren. Dabei zeigen:

**Fig. 1** eine rasterelektronenmikroskopische Aufnahme des in Versuch 1 mit der Indenterspitze untersuchten Bereichs,

**Fig. 2** den Härteverlauf der erfindungsgemäßen Probe,

**Fig. 3** den Härtegradienten der erfindungsgemäßen Probe,

**Fig. 4** den Härteverlauf der Vergleichsprobe und

**Fig. 5** den Härtegradienten der Vergleichsprobe.

**[0092]** Zum Nachweis der Wirkung der Erfindung wurden mehrere Versuche durchgeführt. Dafür wurden Brammen mit den in Tabelle 1 angegebenen Zusammensetzungen mit einer Dicke von 240 mm und Breite von 1200 mm erzeugt, in einem Stoßofen auf eine Temperatur T1 von 1200°C aufgeheizt. Anschließend wurden die Brammen zwischen 30 und 450 min auf T1 gehalten, bis die Temperatur T1 im Kern der Brammen erreicht war und die Brammen somit durcherwärmt waren.

**[0093]** Die Brammen wurden mit ihrer jeweiligen Durcherwärmungstemperatur T1 aus dem Stoßofen ausgezogen und einem Warmwalzen unterzogen. Die Versuche wurden als kontinuierliche Warmbandwalzung ausgeführt. Dazu wurden die Brammen zunächst zu einem Zwischenprodukt der Dicke 40 mm vorgewalzt, wobei die Zwischenprodukte, welche bei der Warmbandwalzung auch als Vorbänder bezeichnet werden können,

am Ende der Vorwalzphase jeweils eine Zwischenprodukttemperatur  $T_2$  von  $1100^\circ\text{C}$  aufwiesen. Die Vorbänder wurden unmittelbar nach der Vorwalzung dem Fertigwalzen zugeführt, sodass die Zwischenprodukttemperatur  $T_2$  der Walzanfangstemperatur für die Fertigwalzphase entspricht. Die Vorbänder wurden zu Warmbänder mit einer Enddicke von 4 mm und einer Endwalztemperatur  $T_3$  von  $890^\circ\text{C}$  ausgewalzt, auf die jeweilige Haspeltemperatur abgekühlt und bei einer Haspeltemperatur  $T_4$  von  $580^\circ\text{C}$  zu Coils aufgewickelt und dann in ruhender Luft abgekühlt. Die Warmbänder wurden in konventioneller Weise mittels Beizen entzundert, bevor sie einem Kaltwalzen unterzogen wurden bis sich die in Tabelle 3 angegebene Dicke ergab. Die kaltgewalzten Stahlflachprodukte wurden in einem Durchlaufglühofen auf eine Glühtemperatur  $T_5$  von  $870^\circ\text{C}$  erwärmt und für jeweils 100s auf Glühtemperatur gehalten, bevor sie mit einer Abkühlrate von 1 K/s auf die Eintauchtemperatur  $T_6$  von  $690^\circ\text{C}$  abgekühlt wurden. Die Kaltbänder wurden mit ihrer jeweiligen Eintauchtemperatur  $T_6$  durch ein schmelzflüssiges Beschichtungsbad der Temperatur  $T_7$  von  $676^\circ\text{C}$  geführt. Die Bandgeschwindigkeit betrug dabei in allen Fällen 76 m/min. Die Zusammensetzung des Beschichtungsbaus ist in Tabelle 2 angegebenen. Nach dem Beschichten wurden die beschichteten Bänder abgeblasen, um die Auflagengewichte einzustellen. Hierfür wurde ein Luftstrom verwendet. Die Temperatur des Luftstroms betrug in allen Fällen  $70^\circ\text{C}$ . Die Dicke des Überzuges ist in Tabelle 3 angegeben. Die Bänder wurden zunächst mit einer mittleren Abkühlrate von 10-15 K/s auf  $660^\circ\text{C}$  abgekühlt. Zwischen  $660^\circ\text{C}$  und  $570^\circ\text{C}$ , d.h. zwischen dem Beginn der Verfestigung und dem Ende der Verfestigung des Überzuges, betrug die Abkühlrate beim erfindungsgemäßen Versuch 1 21 K/s. Dagegen betrug die Abkühlrate beim Referenzversuch 2 zwischen  $660^\circ\text{C}$  und  $570^\circ\text{C}$  nur 13 K/s. Im weiteren Abkühlverlauf zwischen  $570^\circ\text{C}$  und Raumtemperatur wurden die Bänder mit einer Abkühlrate von jeweils 5 - 12 K/s abgekühlt.

**[0094]** Von den so erzeugten Stahlbändern sind jeweils Zuschnitte abgeteilt worden, die für die weiteren Versuche verwendet worden sind. Bei diesen Versuchen sind aus den jeweiligen Zuschnitten Blechformteil-Proben in Form von  $200 \times 300 \text{ mm}^2$  großen Platten warmpressgeformt worden. Dazu sind die Zuschnitte in einer Erwärmungseinrichtung, beispielsweise in einem konventionellen Erwärmungs-ofen, von Raumtemperatur mit einer mittleren Aufheizgeschwindigkeit  $r_{\text{Ofen}}$  (zwischen  $30^\circ\text{C}$  und  $700^\circ\text{C}$ ) in einem Ofen mit einer Ofentemperatur  $T_{\text{Ofen}}$  von  $900^\circ\text{C}$  erwärmt worden. Die Glühdauer im Ofen, die eine Erwärmen und eine Halten umfasst, ist mit  $t_{\text{Ofen}}$  bezeichnet. Der Taupunkt der Ofenatmosphäre betrug in allen Fälle  $-5^\circ\text{C}$ . Anschließend sind die Zuschnitte aus der Erwärmungseinrichtung entnommen und in ein Umformwerkzeug, welches die Temperatur  $T_{\text{WZ}}$  besitzt, eingelegt worden. Beim Zeitpunkt des Entnehmens aus dem Ofen hatten die Zuschnitte die Ofentemperatur angenommen. Die sich aus der für das Entnehmen aus der Erwärmungseinrichtung, den Transport zum Werkzeug und das Einlegen ins Werkzeug zusammensetzende Transferdauer  $t_{\text{Trans}}$  betrug 8s. Die Temperatur  $T_{\text{Einlg}}$  der Zuschnitte beim Einlegen in das Umformwerkzeug lag in allen Fällen oberhalb der jeweiligen Martensitstarttemperatur  $+100^\circ\text{C}$ . Im Umformwerkzeug sind die Zuschnitte zum jeweiligen Blechformteil umgeformt worden, wobei die Blechformteile im Werkzeug mit einer Abkühlgeschwindigkeit  $r_{\text{WZ}}$  auf eine Zieltemperatur  $T_{\text{Ziel}}$  abgekühlt wurden. Die Verweildauer im Werkzeug wird mit  $t_{\text{WZ}}$  bezeichnet. Abschließend sind die Proben an Luft auf Raumtemperatur abgekühlt worden. In Tabelle 4 sind die genannten Parameter nochmals zusammengefasst, wobei „RT“ die Raumtemperatur abkürzt.

**[0095]** Von den so erzeugten Blechformteilen wurden jeweils Querschliffe angefertigt. Hierzu wurden ein Teil des Blechformteils in eine Einbettungsmasse eingebettet. Anschließend wurde ein Querschliff des Blechformteils angefertigt. Dieser Querschliff wurde poliert und leicht geätzt mit 3 % Nital. Auf diesem Querschliff wurde anschließend ein Messfeld von mindestens  $50 \mu\text{m}$  Breite parallel zur Oberfläche und ein kartesisches Messraster auf dem Messfeld festgelegt, wobei die kartesische x-Achse senkrecht zur Oberfläche des Stahlsubstrates verläuft und die kartesische y-Achse parallel zur Oberfläche des Stahlsubstrates verläuft und wobei der Rasterabstand in beide Richtungen jeweils  $1,5 \mu\text{m}$  beträgt. Beispielhaft ist in **Fig. 1** eine rasterelektronenmikroskopische Aufnahme des in Versuch 1 mit der Indenterspitze untersuchten Bereichs dargestellt. Der gezeigte Ausschnitt entspricht  $70 \mu\text{m} \times 70 \mu\text{m}$ . Deutlich zu erkennen ist das Stahlsubstrat 1. Auf dem Stahlsubstrat ist die Legierungsschicht 3 angeordnet. Auf der Legierungsschicht 3 ist wiederum die Al-Basis-schicht 5 angeordnet. Oberhalb der Legierungsschicht findet sich die Einbettungsmasse 7, die zur Anfertigung des Querschliffes erforderlich ist. Der Querschliff wurden zudem mit 3% Nital leicht geätzt. Auf dem Querschliff wurde ein Messfeld von mindestens  $50 \mu\text{m}$  Breite parallel zur Oberfläche und eines kartesischen Messrasters auf dem Messfeld festgelegt, wobei die kartesische x-Achse senkrecht zur Oberfläche des Stahlsubstrates verläuft und die kartesische y-Achse parallel zur Oberfläche des Stahlsubstrates verläuft und wobei der Rasterabstand in beide Richtungen jeweils  $1,5 \mu\text{m}$  beträgt. An den Gitterpunkten des Messrasters wurde anschließend mit einem Nanoindenter mit einer Berkovich-Pyramide als Prüfspitze und mit einer Belastungsfunktion mit einer Maximallast von  $2000 \mu\text{N}$  die Nanohärte bestimmt. Deutlich zu erkennen sind in **Fig. 1** die Eindrücke, die die Prüfspitze an den Gitterpunkten hinterlassen hat.

**[0096]** Aus den gemessenen Nanohärten an den Gitterpunkten wurde anschließend ein Härteverlauf als Funktion der kartesischen x-Koordinate ermittelt. Hierzu wurde jeder x-Koordinate der Mittelwert der Nanohärte über aller Gitterpunkte mit dieser x-Koordinate zugeordnet. Es wurde also über alle Punkte mit dem gleichen Abstand zur Oberfläche des Stahlsubstrates gemittelt. In der **Fig. 1** sind dies alle Gitterpunkte, die senkrecht übereinander liegen.

**[0097]** **Fig. 2** zeigt den sich hieraus ergebenden Härteverlauf des Versuchs 1. Deutlich zu erkennen ist die Härte des Überzuges von etwa 12-13 GPa, die zum Substrat hin auf 5-6 GPa abfällt. Aus diesem Härteverlauf wurde anschließend der Härtegradient ermittelt, in dem jeweils von zwei benachbarten x-Werten, der Differenzenquotient berechnet wurde und in der Intervallmitte aufgetragen wurde. Das Ergebnis ist in **Fig. 3** dargestellt.

**[0098]** Die **Fig. 4** und **5** zeigen die identischen Größen jeweils für die Vergleichsprobe 2. Vergleicht man nun die **Fig. 3** und **5** so zeigt sich deutlich, dass der Härtegradient bei der Vergleichsprobe deutlich größer ist. Der Betrag des Härtegradienten nimmt Werte von mehr als 2 GPa/ $\mu\text{m}$  an. Dagegen beträgt der maximale Betrag des Härtegradienten der erfindungsgemäßen Probe 1 weniger als 1,5 GPa/ $\mu\text{m}$ .

Tabelle 1 (Stahlsorten)

Stahl	C	Si	Mn	Al	Cr	Nb	Ti	B	P	S	N	Sn	As	Cu	Mo	Ca	Ni
A	0,235	0,3	1,5	0,05	0,28	0,003	0,040	0,0035	0,02	0,005	0,007	0,03	0,01	0,03	0,03	0,005	0,025
Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen. Angaben jeweils in Gew.-%;																	

Tabelle 2 (Beschichtungsvarianten)

Beschichtung gs-variante	Schmelzenanalyse				
	Si	Fe	Mg	Sonstige	Al
$\alpha$	1,0	3,5	0,25	<1%	Rest
$\beta$	9,5	3	0,5	<1%	Rest

Tabelle 3 (Aufbau)

Aufbau	Stahlsorte	Beschichtung	Blechdicke [mm]	Überzugsdicke [ $\mu\text{m}$ ]
1	A	$\alpha$	1,5	27
2*	A	$\beta$	1,5	27

\* nicht erfindungsgemäße Referenzbeispiele

Tabelle 4 (Warmumformparameter)

Mittlere Aufheizgeschwindigkeit $r_{\text{Ofen}}$ [30 - 700 °C] [K/s]	$T_{\text{Ofen}}$ [°C]	Transferzeit [s]	Taupunkt Ofen [°C]	$T_{\text{Einlg}}$ [°C]	$T_{\text{wz}}$ [°C]	$t_{\text{wz}}$ [s]	Abkühlgeschwindigkeit $r_{\text{wz}}$ [K/s]	$T_{\text{Ziel}}$ [°C]
8	900	8	-5	800	RT	15	50	50

**ZITATE ENTHALTEN IN DER BESCHREIBUNG**

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

**Zitierte Patentliteratur**

- WO 2022/048990 A1 [0005]

**Patentansprüche**

1. Verfahren zum Herstellen eines Stahlflachproduktes für die Warmumformung mit einem Überzug, umfassend folgende Arbeitsschritte:

- a) Zurverfügungstellen einer Bramme oder einer Dünnbramme, die aus einem Stahl besteht, der 0,1-3 Gew.-% Mn und optional bis zu 0,01 Gew.-% B aufweist;
- b) Durcharwärmen der Bramme oder Dünnbramme bei einer Temperatur (T1) von 1000-1400°C;
- c) optionales Vorwalzen der durcharwärmten Bramme oder Dünnbramme zu einem Zwischenprodukt mit einer Zwischenprodukttemperatur (T2) von 1000-1200°C;
- d) Warmwalzen zu einem warmgewalzten Stahlflachprodukt, wobei die Endwalztemperatur (T3) 750-1000°C beträgt;
- e) optionales Haspeln des warmgewalzten Stahlflachproduktes, wobei die Haspeltemperatur (T4) höchstens 700°C beträgt;
- f) Optionales Entzundern des warmgewalzten Stahlflachproduktes;
- g) optionales Kaltwalzen des Stahlflachproduktes, wobei der Kaltwalzgrad mindestens 30 % beträgt;
- h) Glühen des Stahlflachproduktes bei einer Glühtemperatur (T5) von 650-900°C;
- i) Abkühlen des Stahlflachproduktes auf eine Eintauchtemperatur (T6), welche 600-800°C, bevorzugt 680-720°C beträgt;
- j) Beschichten des auf die Eintauchtemperatur abgekühlten Stahlflachproduktes mit einem Überzug durch
  - i. Eintauchen in ein Schmelzbad mit einer Schmelzentemperatur (T7) 660-800°C, bevorzugt 670-710°C, wobei das Schmelzbad aus 0,5-4 Gew.-% Si, optional 2-4 Gew.-% Fe, optional bis zu 5,0 Gew.-% Alkali- oder Erdalkalimetalle, optional bis zu 10 % Zn und optionalen weiteren Bestandteilen, deren Gehalte in Summe auf höchstens 2,0 Gew.-% beschränkt sind, und als Rest Aluminium besteht;
  - ii. Abblasen des Stahlflachproduktes nach Austritt aus dem Schmelzbad mittels eines Gasstroms;
- k) Abkühlen des beschichteten Stahlflachproduktes auf Raumtemperatur, wobei eine mittlere Abkühlrate zwischen 660°C und 570°C mindestens 15 K/s beträgt;
- l) optionales Dressieren des beschichteten Stahlflachproduktes.

2. Verfahren nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet**, dass das Schmelzbad aus 0,5-1,5 Gew.-% Si, optional 2-4 Gew.-% Fe, optional bis zu 5,0 Gew.-% Alkali- oder Erdalkalimetalle, optional bis zu 10 % Zn und optionalen weiteren Bestandteilen, deren Gehalte in Summe auf höchstens 2,0 Gew.-% beschränkt sind, und als Rest Aluminium besteht.

3. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 2, **dadurch gekennzeichnet**, dass der Stahl neben Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen (in Gew.-%) aus

C:	0,04-0,45 Gew.-%,
Si:	0,02-1,2 Gew.-%,
Mn:	0,5-2,6 Gew.-%,
Al:	0,02-1,0 Gew.-%,
P:	≤ 0,05 Gew.-%,
S:	≤ 0,02 Gew.-%,
N:	≤ 0,02 Gew.-%,
Sn:	≤ 0,03 Gew.-%,
As:	≤ 0,01 Gew.-%,
Ca:	≤ 0,005 Gew.-%,

sowie optional einem oder mehreren der Elemente „Cr, B, Mo, Ni, Cu, Nb, Ti, V“ in folgenden Gehalten

Cr:	0,08-1,0 Gew.-%,
B:	0,001-0,005 Gew.-%,
Mo:	≤ 0,5 Gew.-%,
Ni:	≤ 0,5 Gew.-%,
Cu:	≤ 0,2 Gew.-%,

Nb:	0,01-0,08 Gew.-%,
Ti:	0,01-0,08 Gew.-%,
V:	≤0,3 Gew.-%,

besteht.

4. Blechformteil geformt aus einem Stahlblechzuschnitt umfassend ein Stahlsubstrat (1), das aus einem Stahl, der 0,1-3 Gew.-% Mn und optional bis zu 0,01 Gew.-% B aufweist, besteht, wobei das Blechformteil auf mindestens einer Seite einen Korrosionsschutzüberzug auf Aluminium-Basis aufweist, **dadurch gekennzeichnet**, dass der Betrag des Härtegradienten von Korrosionsschutzüberzug und Stahlsubstrat senkrecht zur Oberfläche des Stahlsubstrates kleiner ist als 1,7 GPa/μm.

5. Blechformteil nach Anspruch 4 der Stahl neben Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen (in Gew.-%) aus

C:	0,04-0,45 Gew.-%,
Si:	0,02-1,2 Gew.-%,
Mn:	0,5-2,6 Gew.-%,
Al:	0,02-1,0 Gew.-%,
P:	≤ 0,05 Gew.-%,
S:	≤ 0,02 Gew.-%,
N:	≤ 0,02 Gew.-%,
Sn:	≤ 0,03 Gew.-%,
As:	≤ 0,01 Gew.-%,
Ca:	≤ 0,005 Gew.-%,

sowie optional einem oder mehreren der Elemente „Cr, B, Mo, Ni, Cu, Nb, Ti, V“ in folgenden Gehalten

Cr:	0,08-1,0 Gew.-%,
B:	0,001-0,005Gew.-%,
Mo:	≤0,5 Gew.-%,
Ni:	≤0,5 Gew.-%,
Cu:	≤0,2 Gew.-%,
Nb:	0,01-0,08 Gew.-%,
Ti:	0,01-0,08 Gew.-%,
V:	≤0,3 Gew.-%,

besteht.

6. Blechformteil nach einem der Ansprüche 4 bis 5 **dadurch gekennzeichnet**, dass der Korrosionsschutzüberzug eine Legierungsschicht (3) und eine Al-Basissschicht (5) umfasst.

7. Blechformteil nach Anspruch 6, **dadurch gekennzeichnet**, dass die Legierungsschicht (3) aus 35-95 Gew.-% Fe, 0,1-4 Gew.-% Si und optionalen weiteren Bestandteilen, deren Gehalte in Summe auf höchstens 3,5 Gew.-% beschränkt sind, und als Rest Aluminium besteht.

8. Blechformteil nach einem der Ansprüche 6 bis 7, **dadurch gekennzeichnet**, dass die Al-Basissschicht (5) aus 35-55 Gew.-% Fe, 0,4-4 Gew.-% Si, optional zu 3 Gew.-% Alkali- oder Erdalkalimetalle, optional bis zu 10 % Zn und optionalen weiteren Bestandteilen, deren Gehalte in Summe auf höchstens 2,0 Gew.-% beschränkt sind, und als Rest Aluminium besteht.

9. Blechformteil nach einem der Ansprüche 6 bis 8, die Al-Basissschicht (5) aus 35-55 Gew.-% Fe, 0,4-1,5 Gew.-% Si, optional zu 3 Gew.-% Alkali- oder Erdalkalimetalle, optional bis zu 10 % Zn und optionalen weiteren Bestandteilen, deren Gehalte in Summe auf höchstens 2,0 Gew.-% beschränkt sind, und als Rest Aluminium besteht.

10. Verfahren zum Herstellen eines Blechformteils, insbesondere nach einem der Ansprüche 4 bis 9, umfassend folgende Arbeitsschritte:

- a. Herstellen eines Stahlflachproduktes gemäß dem Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 2;
- b. Abteilen eines Blechzuschnitts von dem Stahlflachprodukt;
- c. Erwärmen des Blechzuschnitts in einem Ofen mit einer Ofentemperatur  $T_{\text{Ofen}}$  während einer Glühzeit  $t_G$  derart, dass zumindest teilweise die AC3 Temperatur des Zuschnitts überschritten ist und die Temperatur  $T_{\text{Einlg}}$  des Zuschnitts beim Einlegen in ein für ein Warmpressformen vorgesehenes Umformwerkzeug (Arbeitsschritt c)) zumindest teilweise eine Temperatur oberhalb von  $M_s+100^\circ\text{C}$  aufweist, wobei  $M_s$  die der Martensitstarttemperatur bezeichnet;
- d. Einlegen des erwärmten Blechzuschnitts in ein Umformwerkzeug, wobei die für das Entnehmen aus der Erwärmungseinrichtung und das Einlegen des Zuschnitts benötigte Transferdauer  $t_{\text{Trans}}$  höchstens 20s, bevorzugt höchstens 15s, beträgt;
- e. Warmpressformen des Blechzuschnitts zu dem Blechformteil, wobei der Zuschnitt im Zuge des Warmpressformens über eine Dauer  $t_{\text{WZ}}$  von mehr als 1s mit einer zumindest teilweise mehr als 30 K/s betragenden Abkühlgeschwindigkeit  $r_{\text{WZ}}$  auf die Zieltemperatur  $T_{\text{Ziel}}$  abgekühlt und optional dort gehalten wird;
- f. Entnehmen des auf die Zieltemperatur  $T_{\text{Ziel}}$  abgekühlten Blechformteils aus dem Werkzeug.

11. Verfahren nach Anspruch 10, wobei die zumindest teilweise im Blechzuschnitt erreichte Temperatur in Schritt b) zwischen  $A_c3$  und  $1000^\circ\text{C}$ , bevorzugt zwischen  $850^\circ\text{C}$  und  $950^\circ\text{C}$  liegt.

12. Verfahren nach einem der Ansprüche 10 bis 11, wobei die Zieltemperatur  $T_{\text{Ziel}}$  des Blechformteils zumindest teilweise unterhalb  $400^\circ\text{C}$ , bevorzugt unterhalb  $300^\circ\text{C}$  liegt.

Es folgen 3 Seiten Zeichnungen

Anhängende Zeichnungen

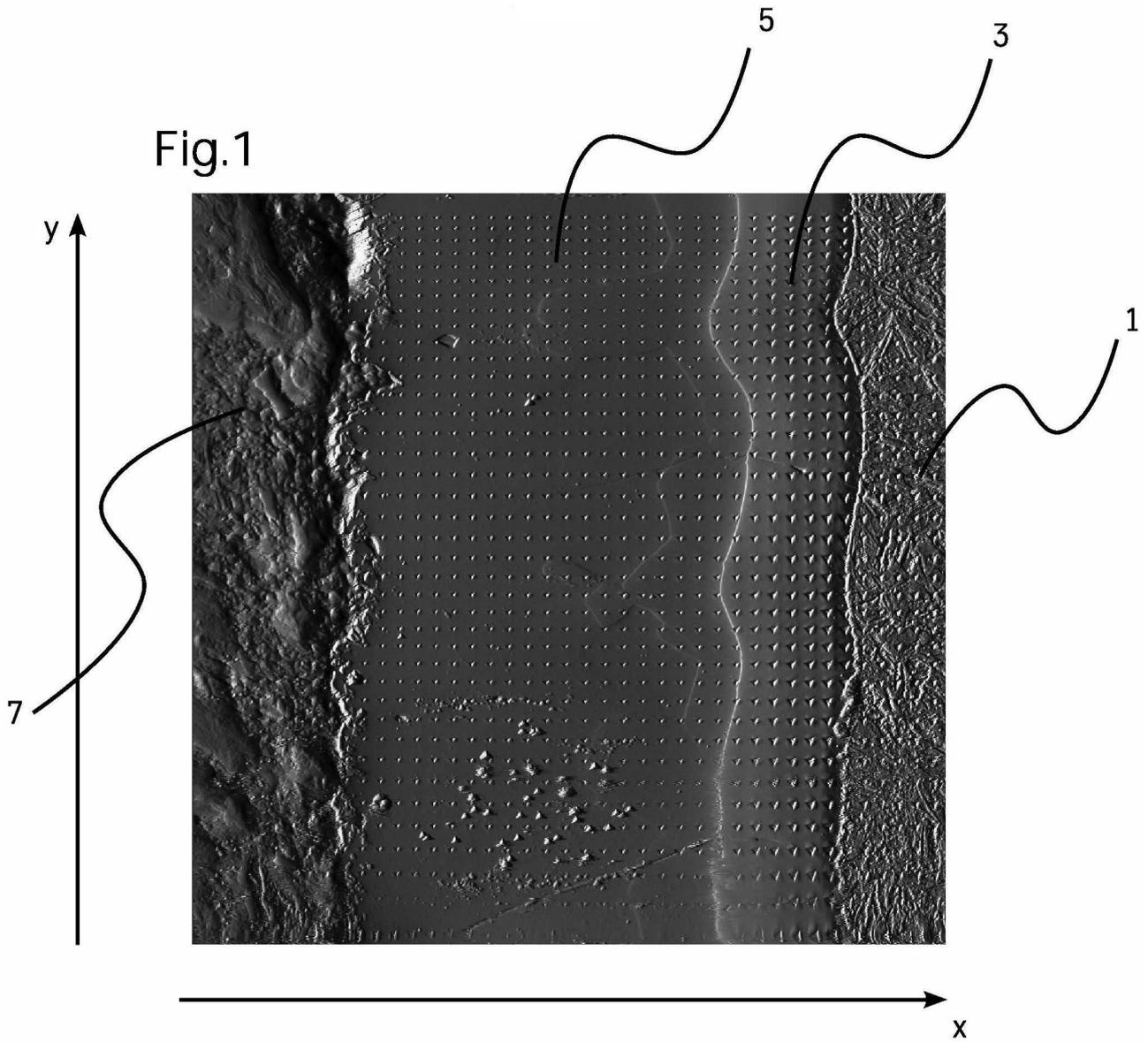


Fig.2

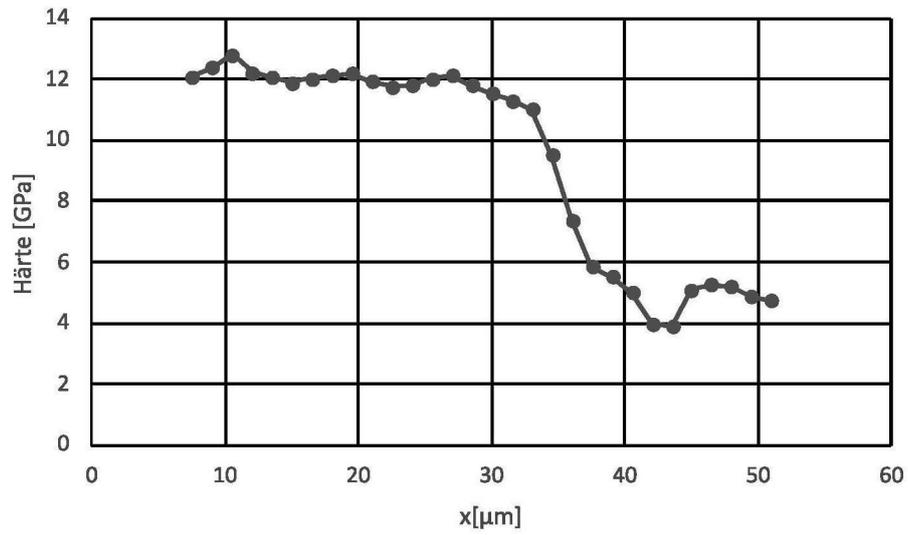


Fig.3

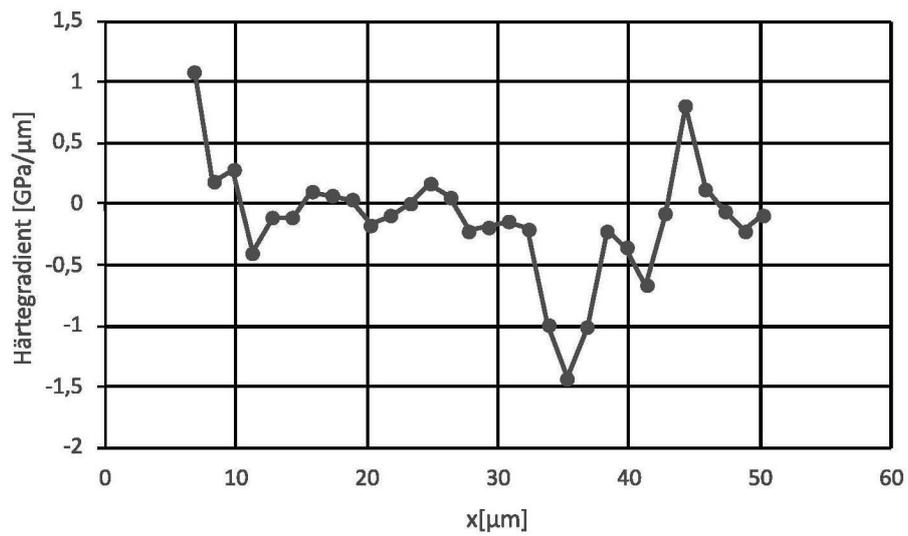


Fig.4

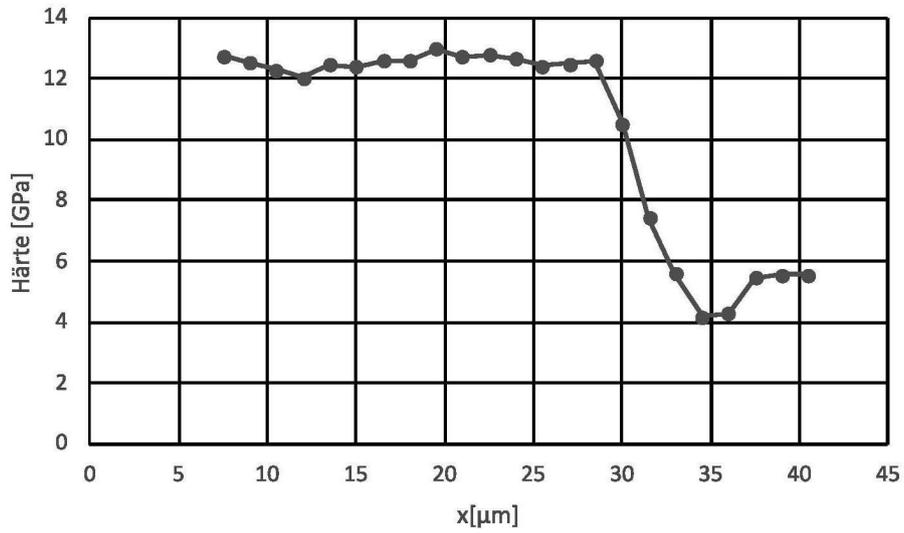


Fig.5

