



(11) **EP 2 655 673 B1**

(12) **EUROPÄISCHE PATENTSCHRIFT**

(45) Veröffentlichungstag und Bekanntmachung des Hinweises auf die Patenterteilung:  
**03.02.2021 Patentblatt 2021/05**

(51) Int Cl.:  
**C21D 1/673** <sup>(2006.01)</sup> **C21D 9/48** <sup>(2006.01)</sup>  
**C23C 2/06** <sup>(2006.01)</sup>

(21) Anmeldenummer: **11808211.4**

(86) Internationale Anmeldenummer:  
**PCT/EP2011/073887**

(22) Anmeldetag: **22.12.2011**

(87) Internationale Veröffentlichungsnummer:  
**WO 2012/085251 (28.06.2012 Gazette 2012/26)**

(54) **VERFAHREN ZUM ERZEUGEN GEHÄRTETER BAUTEILE**

METHOD FOR PRODUCING HARDENED STRUCTURAL ELEMENTS

PROCÉDÉ DE FABRICATION DE COMPOSANTS DURCIS

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

(30) Priorität: **24.12.2010 DE 102010056264**  
**24.12.2010 DE 102010056265**  
**26.09.2011 DE 102011053941**  
**26.09.2011 DE 102011053939**

(43) Veröffentlichungstag der Anmeldung:  
**30.10.2013 Patentblatt 2013/44**

(73) Patentinhaber: **Voestalpine Stahl GmbH**  
**4020 Linz (AT)**

(72) Erfinder:  
• **SCHWINGHAMMER, Harald**  
**A-4061 Pasching (AT)**  
• **KURZ, Thomas**  
**A-4020 Linz (AT)**  
• **KOLNBERGER, Siegfried**  
**A-4061 Pasching (AT)**  
• **ROSNER, Martin**  
**A-3362 Oed-Öhling (AT)**

(74) Vertreter: **HGF**  
**Neumarkter Straße 18**  
**81673 München (DE)**

(56) Entgegenhaltungen:  
**EP-A2- 2 241 641 WO-A1-2010/069588**  
**WO-A1-2010/089644 JP-A- 2007 016 296**  
**JP-A- 2007 182 608**

- **DATABASE INSPEC [Online] THE INSTITUTION OF ELECTRICAL ENGINEERS, STEVENAGE, GB; Juni 2011 (2011-06), DOSDAT L ET AL: "Corrosion Resistance of Different Metallic Coatings on Press-hardened Steels for Automotive", XP002676939, Database accession no. 12166686 in der Anmeldung erwähnt & DODAT L ET AL: "Corrosion Resistance of Different Metallic Coatings on Press-hardened Steels for Automotive", STEEL RESEARCH VERLAG STAHLISEN GMBH GERMANY, Bd. 82, Nr. 6, 1. Juni 2011 (2011-06-01), Seiten 726-733, Weinheim (D) ISSN: 1611-3683, DOI: DOI:10.1002/SRIN.201000291 in der Anmeldung erwähnt**

Anmerkung: Innerhalb von neun Monaten nach Bekanntmachung des Hinweises auf die Erteilung des europäischen Patents im Europäischen Patentblatt kann jedermann nach Maßgabe der Ausführungsordnung beim Europäischen Patentamt gegen dieses Patent Einspruch einlegen. Der Einspruch gilt erst als eingelegt, wenn die Einspruchsgebühr entrichtet worden ist. (Art. 99(1) Europäisches Patentübereinkommen).

**EP 2 655 673 B1**

## Beschreibung

**[0001]** Die Erfindung betrifft ein Verfahren zum Herstellen gehärteter korrosionsgeschützter Bauteile mit den Merkmalen des Anspruchs 1.

**[0002]** Es ist bekannt, dass insbesondere in Automobilen sogenannte pressgehärtete Bauteile aus Stahlblech eingesetzt werden. Diese pressgehärteten Bauteile aus Stahlblech sind hochfeste Bauteile, die insbesondere als Sicherheitsbauteile des Karosseriebereichs verwendet werden. Hierbei ist es durch die Verwendung dieser hochfesten Stahlbauteile möglich, die Materialdicke gegenüber einem normalfesten Stahl zu reduzieren und somit geringe Karosseriegewichte zu erzielen.

**[0003]** Beim Presshärten gibt es grundsätzlich zwei verschiedene Möglichkeiten zur Herstellung derartiger Bauteile. Unterschieden wird in das sogenannte direkte und indirekte Verfahren.

**[0004]** Beim direkten Verfahren wird eine Stahlblechplatte über die sogenannten Austenitisierungstemperatur aufgeheizt und gegebenenfalls so lange auf dieser Temperatur gehalten, bis ein gewünschter Austenitisierungsgrad erreicht ist. Anschließend wird diese erhitzte Platte in ein Formwerkzeug überführt und in diesem Formwerkzeug in einem einstufigen Umformschritt zum fertigen Bauteil umgeformt und hierbei durch das gekühlte Formwerkzeug gleichzeitig mit einer Geschwindigkeit, die über der kritischen Härtegeschwindigkeit liegt, abgekühlt. Somit wird das gehärtete Bauteil erzeugt.

**[0005]** Beim indirekten Verfahren wird zunächst, gegebenenfalls in einem mehrstufigen Umformprozess, das Bauteil fast vollständig fertig umgeformt. Dieses umgeformte Bauteil wird anschließend ebenfalls auf eine Temperatur über die Austenitisierungstemperatur erhitzt und gegebenenfalls für eine gewünschte erforderliche Zeit auf dieser Temperatur gehalten.

**[0006]** Anschließend wird dieses erhitzte Bauteil in ein Formwerkzeug überführt und eingelegt, welches schon die Abmessungen des Bauteils bzw. die Endabmessungen des Bauteils gegebenenfalls unter Berücksichtigung der Wärmedehnung des vorgeformten Bauteils besitzt. Nach dem Schließen des insbesondere gekühlten Werkzeuges wird somit das vorgeformte Bauteil lediglich in diesem Werkzeug mit einer Geschwindigkeit über der kritischen Härtegeschwindigkeit abgekühlt und dadurch gehärtet.

**[0007]** Das direkte Verfahren ist hierbei etwas einfacher zu realisieren, ermöglicht jedoch nur Formen, die tatsächlich mit einem einzigen Umformschritt zu realisieren sind, d.h. relativ einfache Profilformen.

**[0008]** Das indirekte Verfahren ist etwas aufwendiger, dafür aber in der Lage auch komplexere Formen zu realisieren.

**[0009]** Zusätzlich zum Bedarf an pressgehärteten Bauteilen entstand der Bedarf, derartige Bauteile nicht aus unbeschichtetem Stahlblech zu erzeugen, sondern derartige Bauteile mit einer Korrosionsschutzschicht zu versehen.

**[0010]** Als Korrosionsschutzschicht kommen im Automobilbau lediglich das eher in geringem Maße verwendeter Aluminium oder Aluminiumlegierungen in Frage oder aber die erheblich häufiger verlangten Beschichtungen auf der Basis von Zink. Zink hat hierbei den Vorteil, dass Zink nicht nur eine Barrierschutzschicht wie Aluminium leistet, sondern einen kathodischen Korrosionsschutz. Zudem passen sich zinkbeschichtete pressgehärtete Bauteile besser in das Gesamtkorrosionsschutzkonzept der Fahrzeugkarosserien ein, da diese in heute gängiger Bauweise voll verzinkt sind. Insofern kann Kontaktkorrosion vermindert oder ausgeschlossen werden.

**[0011]** Bei beiden Verfahren konnten jedoch Nachteile aufgefunden werden, die auch im Stand der Technik diskutiert werden. Bei dem direkten Verfahren, d.h. der Warmumformung von presshärtenden Stählen mit Zinkbeschichtung kommt es zu Mikro- (10 µm bis 100 µm) oder sogar Makrorissen im Material, wobei die Mikrorisse in der Beschichtung erscheinen und die Makrorisse sogar durch den vollständigen Blechquerschnitt reichen. Derartige Bauteile mit Makrorissen sind für die weitere Verwendung ungeeignet.

**[0012]** Beim indirekten Prozess, d.h. der Kaltumformung mit einer anschließenden Härtung und Restformung kann es ebenfalls zu Mikrorissen in der Beschichtung kommen, welche ebenfalls unerwünscht sind, aber bei weitem nicht so ausgeprägt.

**[0013]** Zinkbeschichtete Stähle werden bislang - bis auf ein Bauteil im asiatischen Raum - im direkten Verfahren, d.h. der Warmumformung nicht eingesetzt. Hier werden vielmehr Stähle mit einer Aluminium-Silizium-Beschichtung eingesetzt.

**[0014]** Einen Überblick erhält man in der Veröffentlichung "Corrosion resistance of different metallic coatings on press hardened steels for automotive", Arcelor Mittal Maiziere Automotive Product Research Center F-57283 Maiziere-Les-Mez. In dieser Veröffentlichung wird ausgeführt, dass es für den Warmumformprozess einen aluminisierten Bor-Mangan-Stahl ergibt, der unter dem Namen Usibor 1500P kommerziell vertrieben wird. Zudem werden zum Zwecke des kathodischen Korrosionsschutzes zinkvorbeschichtete Stähle für das Warmumformverfahren vertrieben, nämlich der verzinkte Usibor GI mit einer Zinkbeschichtung, die geringe Anteile von Aluminium enthält und ein sogenannter galvanealed beschichteter Usibor GA, der eine Zinkschicht mit 10 % Eisen enthält.

**[0015]** Es wird darauf hingewiesen, dass das Zink-Eisen-Phasendiagramm zeigt, dass oberhalb von 782°C ein großer Bereich entsteht, der flüssiges Zink enthält, so lang der Eisengehalt geringer als 60 % ist. Dies ist jedoch auch der Temperaturbereich, in dem der austenitisierte Stahl warm umgeformt wird. Es wird aber auch darauf hingewiesen, dass,

wenn die Umformung oberhalb von 782°C stattfindet, ein großes Risiko der Spannungskorrosion durch flüssiges Zink besteht, welches in die Korngrenzen des Basisstahls eindringt, welche zu Makrorissen im Basisstahl führt. Darüber hinaus ist bei Eisengehalten geringer als 30 % in der Beschichtung die Maximaltemperatur zum Umformen eines sicheren Produkts ohne Makrorisse niedriger als 782°C. Dies ist der Grund, warum hiermit kein direktes Umformverfahren be-

trieben wird, sondern dass indirekte Umformverfahren. Hiermit soll das geschilderte Problem umgangen werden.  
**[0016]** Eine weitere Möglichkeit dieses Problem zu umgehen, soll darin liegen, galvannealed beschichteten Stahl zu verwenden, was daran liegt, dass der zu Beginn schon bestehende Eisengehalt von 10 % und die Abwesenheit einer  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ -Sperrschicht den kritischen Wert von 60 % Eisen in der Beschichtung beim Erhitzen schnell überschreitet, was die Anwesenheit von flüssigem Eisen während des Warmumformprozesses vermeidet.

**[0017]** Aus der EP 1 439 240 B1 ist ein Verfahren zum Warmumformen eines beschichteten Stahlproduktes bekannt, wobei Stahlmaterial eine Zink- oder Zinklegierungsbeschichtung aufweist, die auf der Oberfläche des Stahlmaterials ausgebildet ist und das Stahlbasismaterial mit der Beschichtung auf einer Temperatur von 700°C bis 1000°C erwärmt und warm umgeformt wird, wobei die Beschichtung eine Oxidschicht besitzt, die hauptsächlich aus Zinkoxid besteht, bevor das Stahlbasismaterial mit der Zink- oder Zinklegierungsschicht erwärmt wird, um dann ein Verdampfen des Zinks beim Erwärmen zu verhindern. Hierfür wird ein spezieller Verfahrensablauf vorgesehen.

**[0018]** Aus der EP 1 642 991 B1 ist ein Verfahren zum Warmumformen eines Stahles bekannt, bei dem ein Bauteil aus einem gegebenen Bor-Mangan-Stahl auf eine Temperatur am  $\text{Ac}_3$ -Punkt oder höher erhitzt wird, bei dieser Temperatur gehalten wird und dann das erhitzte Stahlblech zum fertigen Bauteil umgeformt wird, wobei das geformte Bauteil durch Kühlung von der Formgebungstemperatur während des Formens oder nach dem Formen in einer solchen Weise abgeschreckt wird, dass die Abkühlrate zum MS-Punkt zumindest der kritischen Abkühlrate entspricht und dass die durchschnittliche Abkühlrate des geformten Bauteils vom MS-Punkt zu 200°C sich im Bereich von 25°C/s bis 150°C/s befindet. Auch JP 2007 182608 A offenbart ein Verfahren zum Herstellen eines gehärteten Stahlbauteils mit einer Beschichtung aus Zink, welches ein direktes Verfahren zum Warmumformen darstellt.

**[0019]** Aufgabe der Erfindung ist es, ein Verfahren zum Herstellen von mit einer Korrosionsschutzschicht versehenen Stahlblechbauteilen zu schaffen, bei dem die Rissbildung vermindert oder beseitigt wird und dennoch ein ausreichender Korrosionsschutz erzielt wird.

**[0020]** Die Aufgabe wird mit den Merkmalen des Anspruchs 1 gelöst.

**[0021]** Vorteilhafte Weiterbildungen sind in Unteransprüchen gekennzeichnet.

**[0022]** Der vorbeschriebene Effekt der Rissbildung durch flüssiges Zink, welches den Stahl im Bereich der Korngrenzen penetriert, ist auch als sogenanntes "liquid metal embrittlement" bekannt.

**[0023]** Im Gegensatz zur im Stand der Technik eingeschlagenen Richtung wegen des "liquid metal embrittlements", das indirekte Verfahren auch bei einfachen Geometrien vorzusehen, geht die Erfindung einen günstigeren Weg indem das direkte Verfahren Anwendung findet, bei dem eine mit Zink oder einer Zinklegierung beschichtete Platine aufgeheizt wird und nach dem Aufheizen umgeformt und abschreckgehärtet wird.

**[0024]** Wie erfindungsgemäß erkannt wurde darf möglichst keine Zinkschmelze mit Austenit während der Umformphase, also dem Eintrag von Spannung, in Berührung kommen. Erfindungsgemäß wird daher vorgesehen, die Umformung unter der peritektischen Temperatur des Systems Eisen-Zink (Schmelze, Ferrit, T-Phase) durchzuführen. Um hierbei eine Abschreckhärtung noch gewährleisten zu können wird die Zusammensetzung der Stahllegierung im Rahmen der üblichen Zusammensetzung eines Magnesium-Bohrstahles (22 MnB5) so eingestellt, dass eine Abschreckhärtung durch eine verzögerte Umwandlung des Austenits in Martensit und damit das Vorhandensein von Austenit auch bei der tieferen Temperatur unterhalb von 780°C oder tiefer durchgeführt wird, so dass in dem Moment in dem mechanische Spannung auf den Stahl eingebracht wird, welche in Verbindung mit einer Zinkschmelze und Austenit zum "liquid metal embrittlement" führen würde, eben keine oder nur noch sehr wenige flüssige Zinkphasen vorhanden sind. Somit gelingt es mittels eines entsprechend der Legierungselemente eingestellten Bor-Manganstahls eine ausreichende Abschreckhärtung zu erzielen ohne eine übermäßige oder schädigende Rissbildung zu provozieren.

**[0025]** Die Erfindung wird anhand einer Zeichnung erläutert, es zeigen dabei:

Figur 1: eine Tabelle zeigend die Ofenverweildauer von mit einer 140 g/m<sup>2</sup> betragenden Zinkschicht beschichteten Stahlplatinen mit unterschiedlichen Transferzeiten ins Umformwerkzeug und damit verbundenen repräsentativen Risstiefen;

Figur 2: die Zeit-Temperaturkurve bei der Abkühlung zwischen Ofen und Umformung;

Figur 3: stark vergrößerte Bilder zeigend die Proben mit den unterschiedlichen Transferzeiten;

Figur 4: Querschnittschlifffdarstellungen der Proben nach Figur 3;

Figur 5: das Zink-Eisen-Diagramm.

## EP 2 655 673 B1

**[0026]** Erfindungsgemäß wird ein üblicher Bor-Manganstahl zur Verwendung als presshärtender Stahlwerkstoff bezüglich der Umwandlung des Austenits in andere Phasen so eingestellt, dass sich die Umwandlung in tiefere Bereiche verschiebt.

**[0027]** Für die Erfindung sind somit Stähle der allgemeinen Legierungszusammensetzung geeignet (alle Angaben in Masse-%):

C [%]	Si [%]	Mn [%]	P [%]	S [%]	Al [%]	Cr [%]	Ti [%]	[%] B	N [%]
0,22	0,19	1,22	0,0066	0,001	0,053	0,26	0,031	0,0025	0,0042

Rest Eisen und erschmelzungsbedingte Verunreinigungen

**[0028]** Wobei als Umwandlungsverzögerer in derartigen Stählen insbesondere die Legierungselemente Bor, Mangan, Kohlenstoff und optional Chrom und Molybdän verwendet werden.

**[0029]** Für die Erfindung sind somit Stähle der allgemeinen Legierungszusammensetzung geeignet (alle Angaben in Masse-%):

Kohlenstoff (C)	0,08-0,6
Mangan (Mn)	0,8-3,0
Aluminium (Al)	0,01 - 0,07

Silizium (Si)	0,01-0,5
Chrom (Cr)	0,02-0,6
Titan (Ti)	0,01-0,05
Stickstoff (N)	0,003-0,1
Bor (B)	0,0005 - 0,06

Phosphor (P)	< 0,01
Schwefel (S)	< 0,01
Molybdän (Mo)	< 1

Rest Eisen und erschmelzungsbedingte Verunreinigungen

**[0030]** Insbesondere als geeignet erwiesen haben sich Stahlanordnungen wie folgt (alle Angaben in Masse-%):

Kohlenstoff (C)	0,08-0,30
Mangan (Mn)	1,00-3,00
Aluminium (Al)	0,03-0,06
Silizium (Si)	0,15-0,20
Chrom (Cr)	0,2-0,3
Titan (Ti)	0,03-0,04
Stickstoff (N)	0,004-0,006
Bor (B)	0,001-0,06
Phosphor (P)	< 0,01
Schwefel (S)	< 0,01
Molybdän (Mo)	< 1

Rest Eisen und erschmelzungsbedingte Verunreinigungen

**[0031]** Durch die Einstellung der als Umwandlungsverzögerer wirkenden Legierungselemente wird eine Abschreckhärtung, d. h. eine rasche Abkühlung mit einer über der kritischen Härtegeschwindigkeit liegenden Abkühlgeschwindigkeit auch noch unter 780°C sicher erreicht. Dies bedeutet, dass in diesem Fall unterhalb des Peritektikums des Systems Zink-Eisen gearbeitet wird, d. h. erst unterhalb des Peritektikums mechanische Spannung aufgebracht wird. Dies bedeutet ferner, dass in dem Moment in dem mechanische Spannung aufgebracht wird, keine flüssigen Zinkphasen mehr vorhanden sind welche mit dem Austenit in Kontakt kommen können.

**[0032]** In Figur 1 erkennt man, dass diese unterschiedliche Ausgangstemperatur beim Härten durch unterschiedliche Transferzeiten aus dem Ofen in die Umformpresse erzielt wurden. Bei einer Transferzeit von 3 Sek. erkennt man stark ausgebildete tiefgehende Risse mit einer repräsentativen Risstiefe von 200  $\mu\text{m}$ . Über Transferzeiten von 5 Sek. und 7 Sek. erkennt man, dass sowohl die Rissstärke als auch die Risstiefe sichtbar abnehmen, während bei einer Transferzeit von 9 Sek. soweit vorangeschritten ist, dass die Tief und Breite der Risse deutlich gesunken ist. Dies war in dieser Form so nicht zu erwarten, da der Fachmann trotz des bekannten Phänomens des liquid metal embrittlements davon ausgegangen wäre, dass eine sehr weiche duktile und viele flüssige Phasen entfaltende mehr oder weniger flüssige metallische Deckschicht dem Umformen besser folgen kann als eine bereits feste metallische Schicht.

**[0033]** Zudem kann nach dem Aufheizen der Platine man erfindungsgemäß im Temperaturbereich des Peritektikums eine Haltephase vorsehen, so dass die Erstarrung der Zinkbeschichtung gefördert und vorangetrieben wird bevor anschließend umgeformt wird.

**[0034]** Mit der Erfindung gelingt es somit, zuverlässig ein kostengünstiges Warmumformverfahren für mit Zink oder Zinklegierungen beschichteter Stahlbleche zu erreichen bei dem einerseits eine Abschreckhärtung herbeigeführt wird und andererseits Mikro- und Makrorissbildung, die zu Bauteilschäden führt, vermindert oder vermieden wird.

## Patentansprüche

- Verfahren zum Herstellen eines gehärteten Stahlbauteils mit einer Beschichtung aus Zink oder einer Zinklegierung, wobei aus einem mit dem Zink oder der Zinklegierung beschichteten Blech eine Platine ausgestanzt wird, die ausgestanzte Platine auf eine Temperatur  $\geq A_{c3}$  erhitzt und ggf. bei dieser Temperatur für eine vorbestimmte Zeit gehalten wird um die Austenitbildung durchzuführen und anschließend die aufgeheizte Platine in ein Formwerkzeug überführt wird, in dem Formwerkzeug umgeformt wird und in dem Formwerkzeug mit einer Geschwindigkeit, die über der kritischen Härtegeschwindigkeit liegt, abgekühlt und dadurch gehärtet wird, wobei der Stahlwerkstoff derart umwandlungsverzögert eingestellt ist, dass bei einer Umformtemperatur die im Bereich von 600°C bis 800°C, insbesondere 730°C bis 782°C, und unter der peritektischen Temperatur des Zink-Eisen-Diagramms liegt, eine Abschreckhärtung durch Umwandlung des Austenits in Martensit stattfindet, wobei ein Stahlwerkstoff mit folgender Analyse verwendet wird (alle Angaben in Masse-%):

Kohlenstoff (C)	0,08-0,6
Mangan (Mn)	0,8-3,0
Aluminium (Al)	0,01-0,07
Silizium (Si)	0,01-0,5
Chrom (Cr)	0,02-0,6
Titan (Ti)	0,01-0,05
Stickstoff (N)	0,003-0,1
Bor (B)	0,0005-0,06
Phosphor (P)	< 0,01
Schwefel (S)	< 0,01
Molybdän (Mo)	< 1

Rest Eisen und erschmelzungsbedingte Verunreinigungen.

- Verfahren nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, dass** ein Stahlwerkstoff mit folgender Analyse verwendet wird (alle Angaben in Masse-%):

Kohlenstoff (C)	0,08-0,30
Mangan (Mn)	1,00-3,00
Aluminium (Al)	0,03-0,06
Silizium (Si)	0,15-0,20
Chrom (Cr)	0,2-0,3
Titan (Ti)	0,03-0,04
Stickstoff (N)	0,004-0,006
Bor (B)	0,001-0,06
Phosphor (P)	< 0,01

## EP 2 655 673 B1

(fortgesetzt)

Schwefel (S) < 0,01

Molybdän (Mo) < 1

5

Rest Eisen und erschmelzungsbedingte Verunreinigungen

10

3. Verfahren nach einem der vorhergehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Platine in einem Ofen auf eine Temperatur  $>A_{c3}$  aufgeheizt wird und für eine vorbestimmte Zeit gehalten wird und anschließend die Platine auf eine Temperatur zwischen 600°C bis 800°C, insbesondere 730°C bis 782°C abkühlen gelassen und auf dieser Temperatur gehalten wird, um eine Verfestigung der Zinkschicht zu erzielen und nach einer vorbestimmten Haltezeit in das Formwerkzeug überführt und dort umgeformt wird.

15

### Claims

20

1. Method for producing a hardened steel component with a coating of zinc or a zinc alloy, wherein a blank is stamped from a sheet coated with the zinc or zinc alloy, the stamped blank is heated to a temperature  $\geq A_{c3}$  and kept at this temperature for a predefined time where appropriate, in order to allow austenite formation, after which the heated blank is moved into a forming tool, formed in said forming tool and cooled in said forming tool at a speed that lies above the critical hardening speed, and thereby hardened, wherein

25

the steel material is adjusted in a conversion-delayed manner, such that with a forming temperature which lies within the range of 600°C to 800°C, in particular 730°C to 782°C, and is below the peritectic temperature of the iron/zinc graph, quench-hardening takes place through conversion of the austenite into martensite, wherein a steel material having the following analysis is used (all figures in % by mass):

30

Carbon (C)	0.08-0.6
Manganese (Mn)	0.8-3.0
Aluminium (Al)	0.01-0.07
Silicon (Si)	0.01-0.5
Chromium (Cr)	0.02-0.6
Titanium (Ti)	0.01-0.05
Nitrogen (N)	0.003-0.1
Boron (B)	0.0005-0.06
Phosphor (P)	<0.01
Sulphur (S)	<0.01
Molybdenum (Mo)	< 1

40

Residual iron and smelting-related impurities.

45

2. Method according to Claim 1, **characterized in that** a steel material with the following analysis is used (all figures in % by mass):

50

Carbon (C)	0.08-0.30
Manganese (Mn)	1.00-3.00
Aluminium (Al)	0.03-0.06
Silicon (Si)	0.15-0.20
Chromium (Cr)	0.2-0.3
Titanium (Ti)	0.03-0.04
Nitrogen (N)	0.004-0.006
Boron (B)	0.001-0.06
Phosphor (P)	<0.01
Sulphur (S)	<0.01
Molybdenum (Mo)	<1

55

Residual iron and smelting-related impurities.

3. Method according to one of the preceding claims, **characterized in that** the blank is heated in a furnace to a temperature  $>A_{c3}$  and kept at this temperature for a predefined time, after which the blank is left to cool to a temperature between 600°C and 800°C, in particular 730°C and 782°C, and kept at this temperature in order to achieve hardening of the zinc layer and moved into the forming tool after a predefined time, where it is formed.

## Revendications

1. Procédé de fabrication d'un composant en acier trempé avec une couche en zinc ou en alliage de zinc, une platine en tôle enduite de zinc ou d'alliage de zinc étant découpée, la platine découpée est chauffée à une température  $\geq A_{c3}$  et, le cas échéant, maintenue à cette température pendant une durée déterminée afin de réaliser la formation d'austénite, puis la platine chauffée est transportée dans une matrice, façonnée dans la matrice et refroidie et donc trempée dans la matrice à une vitesse supérieure à la vitesse de trempe critique, le matériau en acier étant réglé pour ralentir à la transformation de telle sorte qu'un durcissement par trempe a lieu grâce à la transformation de l'austénite en martensite à une température de façonnage se trouvant dans la plage de 600 °C à 800 °C, notamment de 730 °C à 782 °C et en dessous de la température péritectique du diagramme zinc-fer, un refroidissement actif ayant lieu par transformation d'austénite en martensite, le matériau en acier étant utilisé avec l'analyse suivante (toutes les données en % massique) :

Carbone (C)	0,08-0,6
Manganèse (Mn)	0,8-3,0
Aluminium (Al)	0,01-0,07
Silicium (Si)	0,01-0,5
Chrome (Cr)	0,02-0,6
Titane (Ti)	0,01-0,05
Azote (N)	0,003-0,1
Bore (B)	0,0005-0,06
Phosphore (P)	< 0,01
Soufre (S)	< 0,01
Molybdène (Mo)	< 1

le restant étant constitué de fer et d'impuretés issues de la fusion.

2. Procédé selon la revendication 1, **caractérisé en ce qu'un** matériau en acier est utilisé avec l'analyse suivante (toutes les données sont en % massique) :

Carbone (C)	0,08-0,30
Manganèse (Mn)	1,00-3,00
Aluminium (Al)	0,03-0,06
Silicium (Si)	0,15-0,20
Chrome (Cr)	0,2-0,3
Titane (Ti)	0,03-0,04
Azote (N)	0,004-0,006
Bore (B)	0,001-0,06
Phosphore (P)	< 0,01
Soufre (S)	< 0,01
Molybdène (Mo)	< 1

le restant étant constitué de fer et d'impuretés issues de la fusion.

3. Procédé selon l'une des revendications précédentes, **caractérisé en ce que** la platine est chauffée dans un four à une température  $>A_{c3}$  et maintenue à cette température pendant une durée déterminée, la platine est ensuite refroidie à une température comprise entre 600 °C et 800 °C,

## EP 2 655 673 B1

notamment entre 730 °C et 782 °C et maintenue à cette température afin d'obtenir une solidification de la couche de zinc puis transportée dans la matrice pour y être façonnée après une durée de maintien déterminée.

5

10

15

20

25

30

35

40

45

50

55

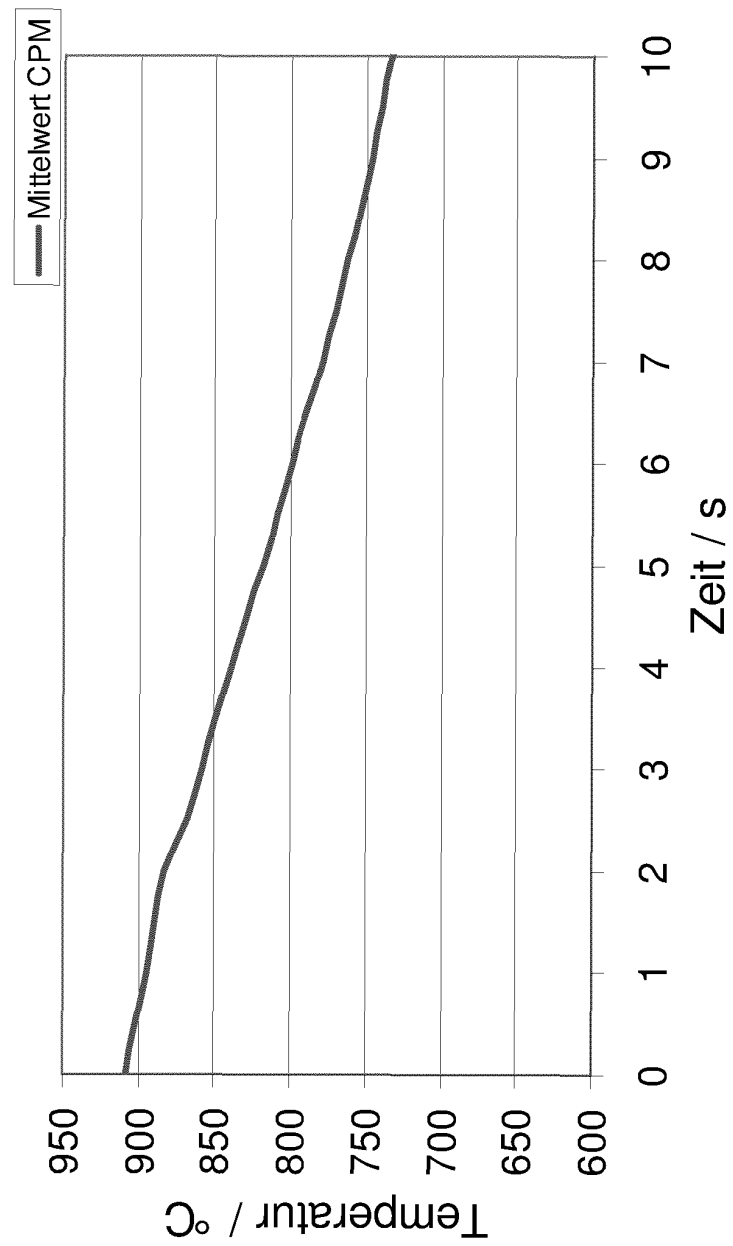


Transferzeitvariation

Proben- name	Beschichtung	maximal er- reichte Temperatur / °C	Ofen- verweil- dauer / s	Transfer- zeit / s	Umform- temperatur* (aus Abkühl- kurve) / °C	Repräsen- tative Risstiefe / µm
CPM16	Z140	870	185	3	860	200
CPM17	Z140	870	185	5	820	140
CPM19	Z140	870	185	7	780	120
CPM18	Z140	870	185	9	745	15

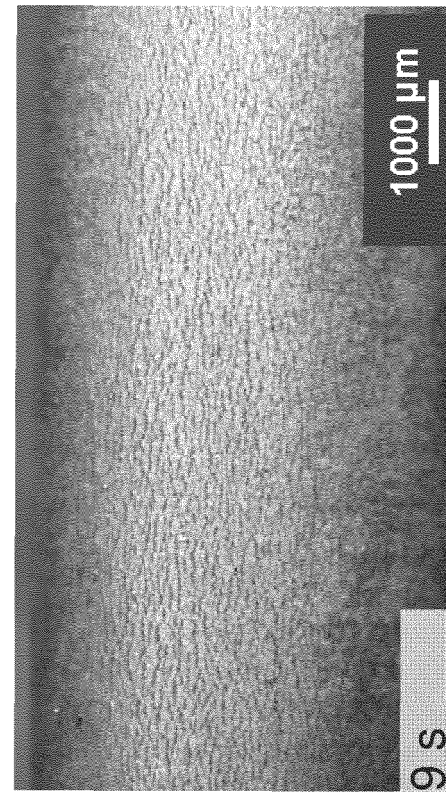
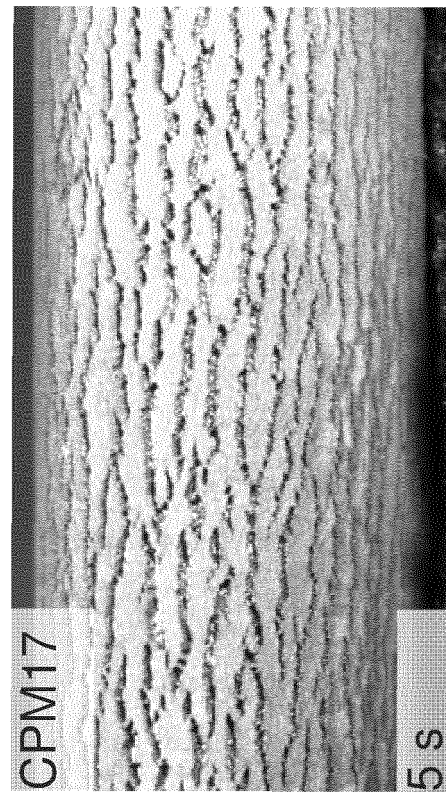
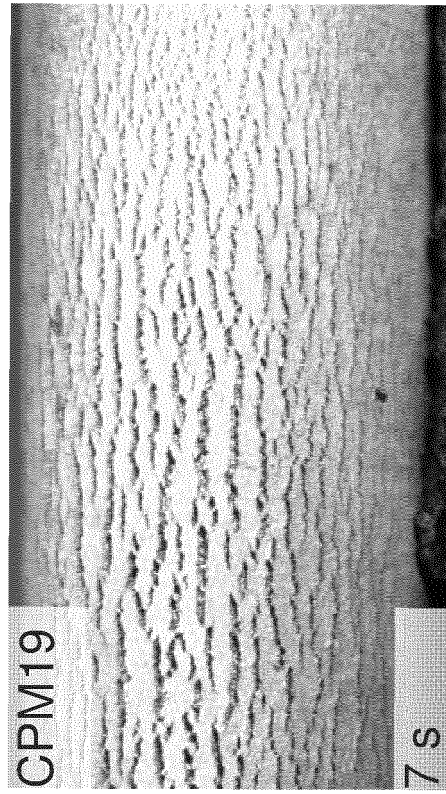
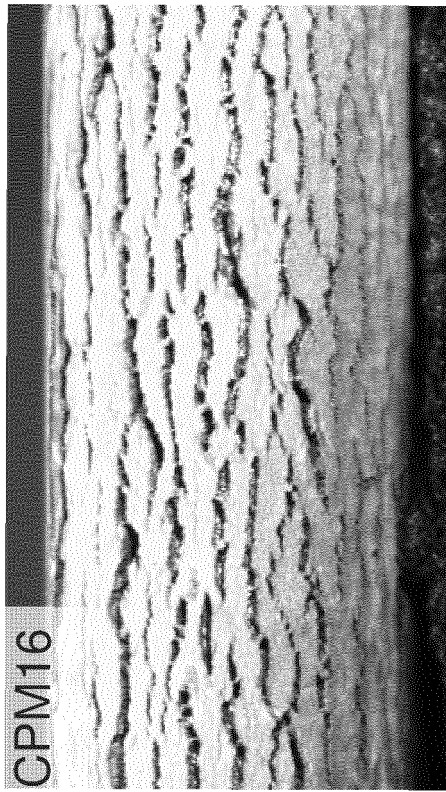
Figur 1

Die Zeit-Temperaturkurve bei der Abkühlung zwischen Ofen und Umformung am Transfer



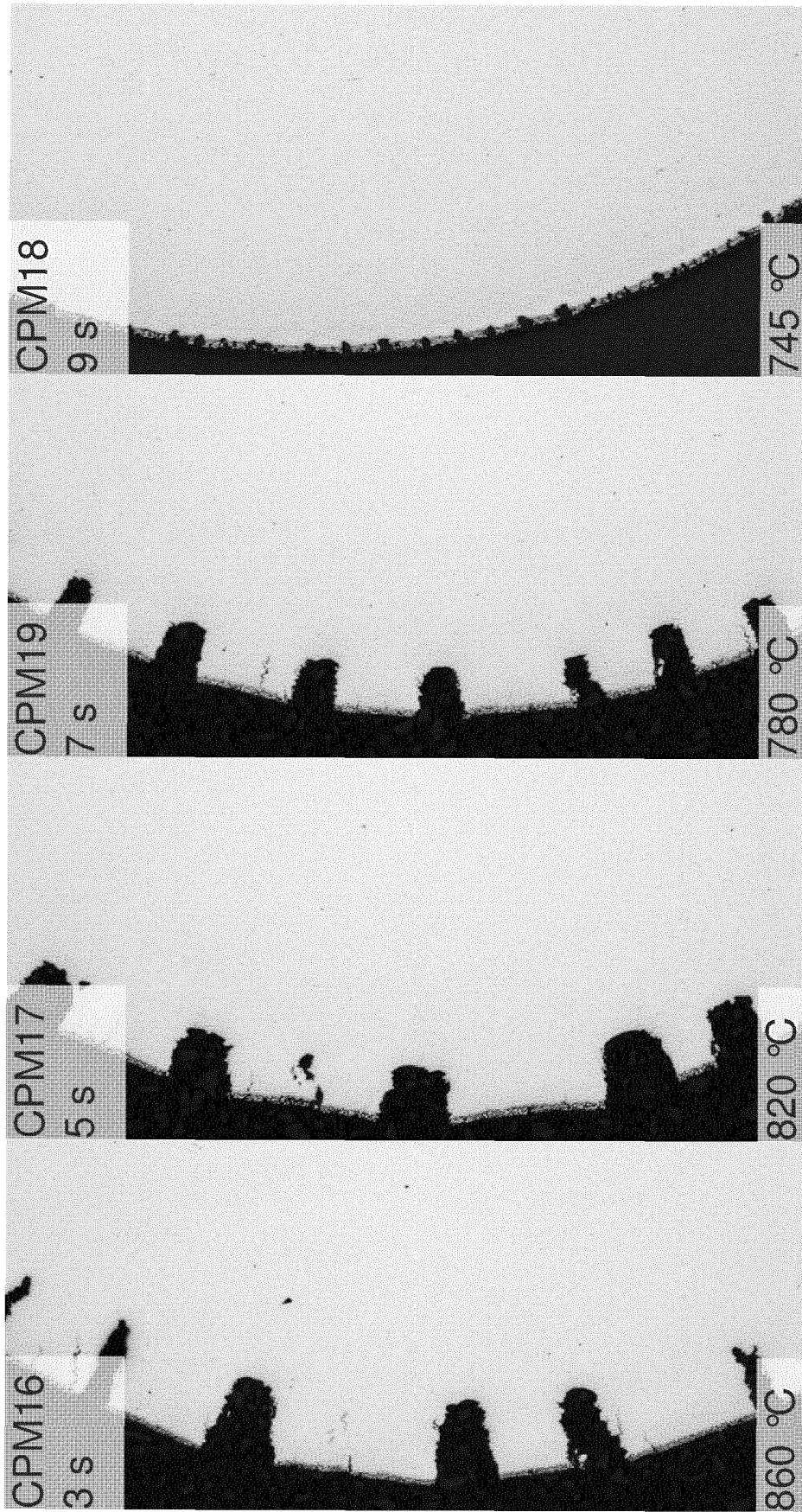
Figur 2

**Erfindungsdetails/Transferzeiten**

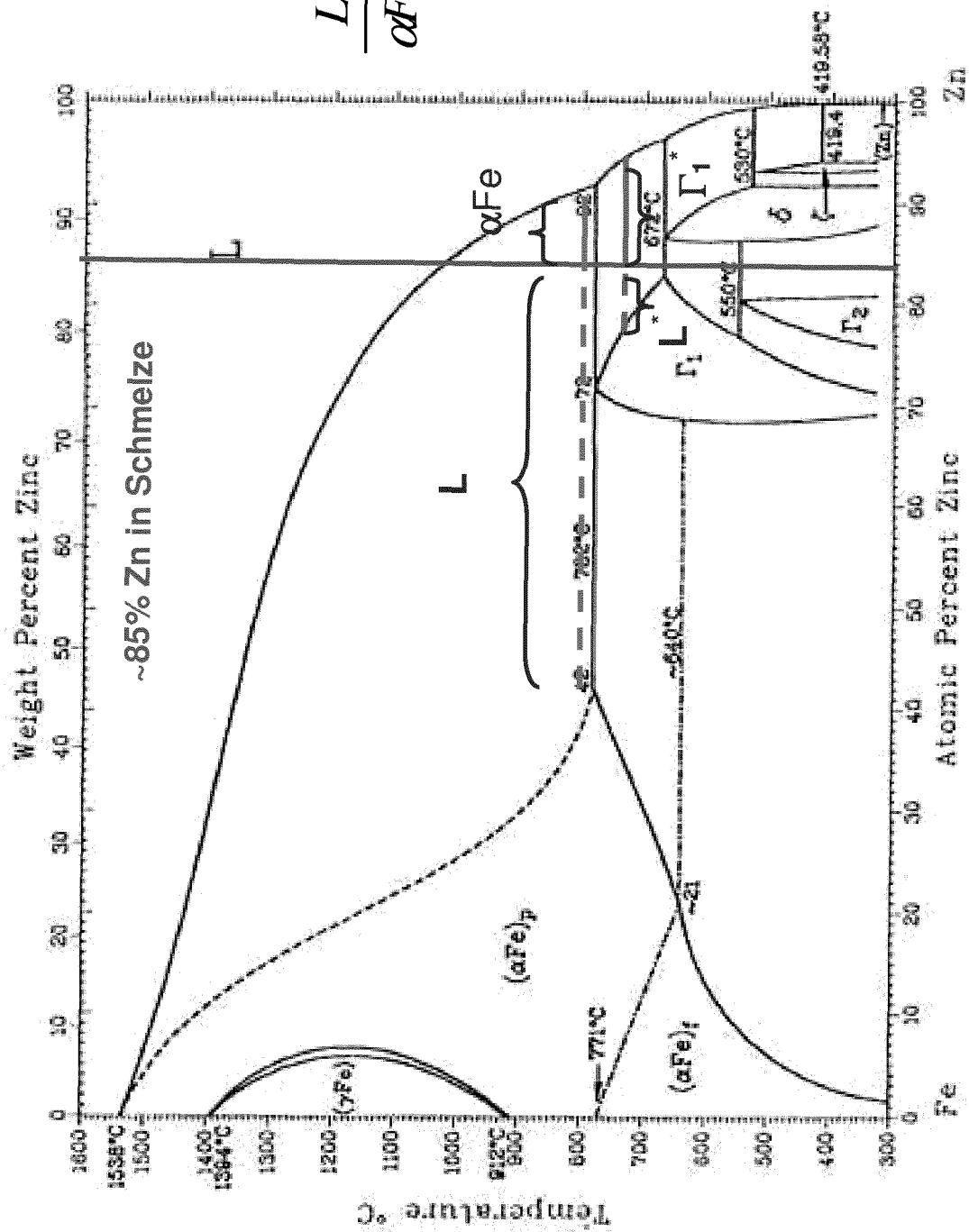


**Figur 3**

Transferzeitvariation (mit Temperaturen)



Figur 4



$$\frac{L}{\alpha Fe} > \frac{L^*}{\Gamma_1^*}$$

Figur 5

**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**

- EP 1439240 B1 **[0017]**
- EP 1642991 B1 **[0018]**
- JP 2007182608 A **[0018]**