



(11)

EP 2 297 367 B9

(12)

KORRIGIERTE EUROPÄISCHE PATENTSCHRIFT

(15) Korrekturinformation:
Korrigierte Fassung Nr. 1 (W1 B1)
Korrekturen, siehe
Ansprüche DE 1, 3

(51) Int Cl.:
C21D 9/48 ^(2006.01) **C21D 1/20** ^(2006.01)
C22C 38/04 ^(2006.01) **C22C 38/32** ^(2006.01)
C21D 8/02 ^(2006.01) **C21D 1/18** ^(2006.01)

(48) Corrigendum ausgegeben am:
13.09.2017 Patentblatt 2017/37

(86) Internationale Anmeldenummer:
PCT/EP2009/054961

(45) Veröffentlichungstag und Bekanntmachung des
Hinweises auf die Patenterteilung:
07.06.2017 Patentblatt 2017/23

(87) Internationale Veröffentlichungsnummer:
WO 2009/135776 (12.11.2009 Gazette 2009/46)

(21) Anmeldenummer: **09741994.9**

(22) Anmeldetag: **24.04.2009**

(54) **VERFAHREN ZUM HERSTELLEN EINES STAHLFORMTEILS MIT EINEM ÜBERWIEGEND FERRITISCH-BAINITISCHEN GEFÜGE**

METHOD FOR PRODUCING A FORMED STEEL PART HAVING A PREDOMINANTLY FERRITIC-BAINITIC STRUCTURE

PROCÉDÉ DE PRODUCTION D'UNE PIÈCE MOULÉE EN ACIER À STRUCTURE À PRÉDOMINANCE FERRITIQUE-BAINITIQUE

(84) Benannte Vertragsstaaten:
**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 SE SI SK TR**

(30) Priorität: **06.05.2008 DE 102008022399**

(43) Veröffentlichungstag der Anmeldung:
23.03.2011 Patentblatt 2011/12

(73) Patentinhaber: **ThyssenKrupp Steel Europe AG
47166 Duisburg (DE)**

(72) Erfinder: **BIAN, Jian
50827 Köln (DE)**

(74) Vertreter: **Cohausz & Florack
Patent- & Rechtsanwälte
Partnerschaftsgesellschaft mbB
Bleichstraße 14
40211 Düsseldorf (DE)**

(56) Entgegenhaltungen:
EP-A- 0 971 044 EP-A- 1 767 659

DE-A1-102006 053 819 US-A- 4 426 235

- HEIN PHILIPP ET AL: "Status and innovation trends in hot stamping of USIBOR 1500 P" STEEL RESEARCH INTERNATIONAL, VERLAG STAHLISEN GMBH., DUSSELDORF, DE, Bd. 79, Nr. 2, 1. Februar 2008 (2008-02-01), Seiten 85-91, XP009101799 ISSN: 1611-3683
- LENZE F-J ET AL: "Herstellung von Karosseriebauteilen aus warmumgeformten h chfesten Stahlwerkstoffe" EFB TAGUNGSBAND, EUROPÄISCHE FORSCHUNGSGESELLSCHAFT FUER BLECHVERARBEITUNG, DE, Bd. 25, 1. Januar 2005 (2005-01-01), Seiten 53-61, XP009098694
- MERKLEIN ET AL: "Characterisation of the Flow Properties of the Quenchenable Ultra High Strength Steel 22MnB5" CIRP ANNALS, TECHNISCHE RUNDschau, BERNE, CH, Bd. 55, Nr. 1, 1. Januar 2006 (2006-01-01), Seiten 229-232, XP022135435 ISSN: 0007-8506

EP 2 297 367 B9

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).

- SRIVASTAVA ET AL: "Microstructural and mechanical characterization of C-Mn-Al-Si cold-rolled TRIP-aided steel" MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING A: STRUCTURAL MATERIALS: PROPERTIES, MICROSTRUCTURE & PROCESSING, LAUSANNE, CH, Bd. 445-446, 18. Januar 2007 (2007-01-18), Seiten 549-557, XP005822039 ISSN: 0921-5093
- DE COOMAN B C: "Structure-properties relationship in TRIP steels containing carbide-free bainite" CURRENT OPINION IN SOLID STATE AND MATERIALS SCIENCE, ELSEVIER SCIENCE LTD, OXFORD, GB, Bd. 8, Nr. 3-4, 1. Juni 2004 (2004-06-01), Seiten 285-303, XP004742054 ISSN: 1359-0286
- STEINHOFF K ET AL: "Verbessertes Festigkeits-/Dehnungs-Verhältnis durch modifizierte Wärmebehandlung hochfester Vergütungsstähle vom Typ 22MnB5" NEUERE ENTWICKLUNGEN IN DER BLECHUMFORMUNG: VORTRAGSTEXTE ZUR VERANSTALTUNG INTERNATIONALE KONFERENZ, X, XX, 9. Mai 2006 (2006-05-09), Seiten 185-206, XP009093702

Beschreibung

[0001] Die Erfindung betrifft ein Verfahren zum Herstellen eines Stahlformteils mit einem überwiegend ferritisch-bainitischen Gefüge.

[0002] Um die sich im modernen Karosseriebau bestehende Forderung nach geringem Gewicht bei gleichzeitig maximaler Festigkeit und Schutzwirkung zu erfüllen, werden heutzutage in solchen Bereichen der Karosserie, die im Fall eines Crashes besonders hohen Belastungen ausgesetzt sein können, warmpressgeformte Bauteile eingesetzt, die aus hochfesten Stählen erzeugt sind. Als Beispiele für solche Stahlformteile sind die A- und B-Säule, die Stoßfänger und Türaufprallträger eines Personenkraftfahrzeugs zu nennen.

[0003] Beim Warmpresshärten von Stahlplatten, die von kalt- oder warmgewalztem Stahlband abgeteilt sind, werden die betreffenden Blechzuschnitte auf eine in der Regel oberhalb der Austenitisierungstemperatur des jeweiligen Stahls liegende Verformungstemperatur erwärmt und im erwärmten Zustand in das Werkzeug einer Umformpresse gelegt. Im Zuge der anschließend durchgeführten Umformung erfährt der Blechzuschnitt bzw. das aus ihm geformte Bauteil durch den Kontakt mit dem kühlen Werkzeug eine schnelle Abkühlung, durch die sich im Bauteil Härtegefüge ergibt. Dabei kann es ausreichend sein, wenn das Bauteil ohne aktive Kühlung alleine durch den Kontakt mit dem Werkzeug abkühlt. Unterstützt werden kann eine schnelle Abkühlung jedoch auch dadurch, dass das Werkzeug selbst aktiv gekühlt wird.

[0004] Wie im Artikel "Potenziale für den Karosserieleichtbau", erschienen in der Messezeitung der ThyssenKrupp Automotiv AG zur 61. Internationalen Automobilausstellung in Frankfurt, 15.-25. Sept. 2005, berichtet, wird das Warmpresshärten in der Praxis insbesondere für die Herstellung von hochfesten Karosseriebauteilen aus borlegierten Stählen angewendet. Ein typisches Beispiel für einen solchen Stahl ist der unter der Bezeichnung 22MnB5 bekannte Stahl, der im Stahlschlüssel 2004 unter der Werkstoffnummer 1.5528 zu finden ist.

[0005] Ein mit dem Stahl 22MnB5 vergleichbarer Stahl ist aus der JP 2006104526 A bekannt. Dieser bekannte Stahl enthält neben Fe und unvermeidbaren Verunreinigungen (in Gew.-%) 0,05 - 0,55 % C, max. 2 % Si, 0,1 - 3 % Mn, max. 0,1 % P und max. 0,03 % S. Zur Härtesteigerung können dem Stahl zusätzlich Gehalte von 0,0002 - 0,005 % B und 0,001 - 0,1 % Ti zugegeben werden. Der jeweilige Ti-Gehalt dient dabei zum Abbinden des in dem Stahl vorhandenen Stickstoffs. Auf diese Weise kann das im Stahl vorhandene Bor seine festigkeitssteigernde Wirkung möglichst vollständig entfalten.

[0006] Gemäß der JP 2006104526 A werden aus dem derart zusammengesetzten Stahl zunächst Bleche gefertigt, die dann auf eine oberhalb der A_{c3} -Temperatur, typischerweise im Bereich von 850 - 950 °C, liegende Temperatur vorgewärmt werden. Bei der anschließend im Presswerkzeug erfolgenden, von diesem Temperaturbereich ausgehenden schnellen Abkühlung bildet sich im aus dem jeweiligen Blechzuschnitt pressgeformten Bauteil das die angestrebten hohen Festigkeiten gewährleistende martensitische Gefüge. Günstig wirkt sich dabei aus, dass sich die auf das genannte Temperaturniveau erwärmten Blechteile bei relativ geringen Umformkräften zu komplex geformten Bauteilen umformen lassen. Dies gilt insbesondere auch für solche Blechteile, die aus hochfestem Stahl gefertigt und mit einer Korrosionsschutzbeschichtung versehen sind.

[0007] Die auf die voranstehend erläuterte Weise aus borlegierten Stählen erzeugten Bauteile erreichen Festigkeiten von über 1.500 MPa. Allerdings hat das dazu benötigte vollständig martensitische Gefüge der Bauteile zur Folge, dass die Bauteile eine für viele Anwendungen unzureichende Restbruchdehnung von 5 - 6 % besitzen. Die relativ geringe Restbruchdehnung geht mit einer geringen Zähigkeit einher. Diese führt bei Anwendungen, bei denen es auf ein gutes Verformungsverhalten im Falle eines Crashes ankommt, dazu, dass aus borlegierten Stählen in der bekannten Weise hergestellte Bauteile, diese Anforderungen häufig nicht mehr erfüllen. Dies gilt insbesondere dann, wenn es sich bei den herzustellenden Bauteilen um Teile für eine Automobilkarosserie handelt.

[0008] In der DE 10 2005 054 847 B3 ist vorgeschlagen worden, durch eine nachgeschaltete Wärmebehandlung das Crashverhalten von durch Warmpresshärten erzeugten Stahlbauteilen zu verbessern, die neben Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen (in Gew.-%) 0,18 - 0,3 % C, 0,1 - 0,7 % Si, 1,0 - 2,50 % Mn, max. 0,025 % P, 0,1 - 0,8 % Cr, 0,1 - 0,5 % Mo, max. 0,01 % S, 0,02 - 0,05 % Ti, 0,002 - 0,005 % B und 0,01 - 0,06 % Al enthalten. Im Zuge der Wärmebehandlung werden die warmpressgehärteten Bauteile bei 320 - 400 °C gehalten. Abgesehen davon, dass ein solcher Wärmebehandlungsschritt nur mit großem Aufwand in die für die Herstellung von warmpressgehärteten Stahlbauteilen etablierte Prozesskette eingegliedert werden kann, haben praktische Untersuchungen gezeigt, dass die Bruchdehnung von auf diese Weise wärmebehandelten Bauteilen sich deutlich verschlechtert.

[0009] Eine andere Möglichkeit der Herstellung eines gehärteten metallischen Bauteils ist aus der DE 102 08 216 C1 bekannt. Bei diesem bekannten Verfahren wird eine Platine oder ein vorgeformtes Formbauteil, die jeweils aus einem Stahl der voranstehend angegebenen Art bestehen, in einer Erwärmungseinrichtung auf eine Austenitisierungstemperatur erwärmt und anschließend über einen Transportweg einem Härteprozess zugeführt. Während des Transports werden Teilbereiche erster Art der Platine oder des Formbauteils, die im Endbauteil höhere Duktilitätseigenschaften aufweisen sollen, von einer vorbestimmten Abkühl-Starttemperatur abgeschreckt, die oberhalb der γ - α -Umwandlungstemperatur liegt. Dieses Abschrecken wird beendet, wenn eine vorgegebene Abkühl-Stoptemperatur erreicht ist, und zwar bevor eine Umwandlung in Ferrit und/oder Perlit stattgefunden hat oder nachdem erst eine geringe Umwandlung

in Ferrit und/oder Perlit stattgefunden hat. Anschließend wird die Platine oder das jeweilige Formteil isotherm zur Umwandlung des Austenits in Ferrit und/oder Perlit gehalten. Währenddessen wird in den Bereichen zweiter Art, die im Endbauteil im Verhältnis geringere Duktilitätseigenschaften aufweisen sollen, die Härtetemperatur gerade so hoch gehalten, dass eine ausreichende Martensitbildung in den Bereichen zweiter Art während eines Härteprozesses stattfinden kann. Abschließend wird dann die Abkühlung durchgeführt. Dazu wird das erhaltene Formteil in einem separaten Arbeitsgang in ein Abschreckbecken oder desgleichen getaucht, um das gewünschte martensitische Härtegefüge auszubilden. Auch diese Verfahrensweise bedingt eine Prozessführung, die nur mit großem Aufwand in einen modernen Produktionsbetrieb eingegliedert werden kann. Darüber hinaus besteht auch bei den nach diesem bekannten Verfahren hergestellten Bauteilen das Problem, dass sie zwar eine hohe Festigkeit besitzen, gleichzeitig aber so spröde sind, dass sie den in der Praxis sich stellenden Anforderungen an ihre Verformbarkeit nicht gerecht werden.

[0010] Neben dem voranstehend diskutierten Stand der Technik ist aus der EP-A-1 767 659 ein Verfahren zur Herstellung von Stahlformteilen bekannt, die als Vorform oder Platine im Zweiphasengebiet, d. h. bei einer Temperatur zwischen der Ac1 und der Ac3, liegt, durcherwärmt und anschließend in einem (gekühlten) Presswerkzeug umgeformt und gleichzeitig abgeschreckt wird. Dabei wird die jeweils auf eine im Zweiphasen-Mischgebiet liegende Temperatur vorerwärmte Platine im Warmformwerkzeug selbst unmittelbar und so schnell abgekühlt, dass nach der Abkühlung im Bauteil ein Multiphasengefüge mit einem Ferritanteil vorhanden ist.

[0011] Im Artikel "Status and innovation trends in hot stamping of USIBOR 1500 P" von Hein Philipp et al., erschienen in STEEL RESEARCH INTERNATIONAL, Verlag Stahleisen GmbH, Düsseldorf, DE, (20080201), Bd. 79, Nr. 2, ISSN 1611-3683, Seiten 85 - 91 wird über allgemein über den Stand der Stahlbauteilen durch Heißpressformgebung des Stahls 22MnB5 berichtet. Dabei wird davon ausgegangen, dass aus diesem Stahl bestehende Platinen vor der Warmformgebung austenitisiert werden, indem sie auf eine 900 - 940 °C betragende Temperatur erwärmt werden. Ebenso werden Ansätze zur Einstellung von unterschiedlichen Gefügestrukturen in einem aus einer derart erwärmten Platine geformten monolithischen Stahlprodukt durch unterschiedliche Wärmebehandlungen erläutert, die während und nach der Warmumformung durchgeführt werden. In diesem Zusammenhang wird auch die Möglichkeit angesprochen in einem warmen Werkzeug die Gefügeausbildung am herzustellenden Bauteil zu beeinflussen. Jedoch gehen die dort erwähnten Möglichkeiten stets davon aus, dass das Stahlprodukt zunächst vollständig austenitisiert wird. In dem von dem warmen Werkzeug erfassten Teilbereich des Stahlprodukts stellt sich dann eine bainitische Mikrostruktur ein.

[0012] Der von Lenze F.-J. et al. verfasste Artikel "Herstellung von Karosseriebauteilen aus warmumgeformten hochfesten Stahlwerkstoffen", EFB Tagungsband, Europäische Forschungsgesellschaft für Blechverarbeitung, (20050101), Bd. 25, gibt einen Überblick über das konventionelle Warmumformen und Presshärten von aus dem Stahl 22MnB5 und einem unter der Bezeichnung "CP-W 800" bekannten Stahl bestehenden Platinen und stellt Ergebnisse zum so genannten "Halbwarmumformen" vor. Bei der Halbwarmumformung werden Stahlprodukte auf eine unterhalb von Ac1 (hier 650 °C) liegende Temperatur des jeweils untersuchten Stahls erwärmt und bei dieser niedrigen Temperatur umgeformt. Diese Temperatur liegt unterhalb der Rekristallisationstemperatur, ab der es beispielsweise bei den aus dem Stahl 22MnB5 bestehenden Bauteilen überhaupt zu einer Gefügeveränderung kommt.

[0013] Vor dem Hintergrund des voranstehend erläuterten Standes der Technik bestand die Aufgabe der Erfindung darin, ein Verfahren anzugeben, mit dem es möglich ist, auf prozesstechnisch einfache Weise Stahlformteile herzustellen, bei denen eine hohe Festigkeit mit einer guten Restbruchdehnung kombiniert ist.

[0014] Diese Aufgabe ist erfindungsgemäß durch das in Anspruch 1 angegebene Verfahren gelöst worden. Vorteilhafte Ausgestaltungen dieses Verfahrens sind in den auf Anspruch 1 rückbezogenen Ansprüchen angegeben.

[0015] Gemäß der Erfindung wird ein Stahlformteil mit einem überwiegend ferritisch-bainitischen Gefüge hergestellt.

[0016] Dazu wird ein Vormaterial in Form einer Stahlplatine oder eines vorgeformtes Stahlteils bereitgestellt. Wird eine bis dahin noch unverformte Stahlplatine als Vormaterial verarbeitet, wird der Gesamtprozess als "einstufiges" Verfahren bezeichnet. Wird dagegen ein vorgeformtes Stahlteil verarbeitet, spricht man von einem zweistufigen Prozess, wobei in der ersten Stufe eine bis dahin noch unverformte Platine so verformt wird, dass das dabei erhaltene Stahlbauteil seine Endform noch nicht erreicht hat.

[0017] Das jeweilige Vormaterial besteht erfindungsgemäß aus einem Stahl an sich bekannter Zusammensetzung, der neben Eisen und unvermeidbaren herstellungsbedingten Verunreinigungen (in Gew.-%) C: 0,02 - 0,6 %, Mn: 0,5 - 2,0 %, Al: 0,01 - 0,06 %, Si: bis zu 0,4 %, Cr: bis zu 1,2 %, P: bis zu 0,035 %, S: bis zu 0,035 % sowie optional eines oder mehrere Elemente aus der Gruppe "Ti, B, Mo, Ni, Cu, N" enthält, wobei - sofern jeweils vorhanden - Ti in einem Gehalt von bis zu 0,05 %, Cu in einem Gehalt von bis zu 0,01 %, B in Gehalten von 0,0008 - 0,005 %, Mo in Gehalten von bis zu 0,3 %, Ni in Gehalten von bis zu 0,4 %, N in Gehalten von bis zu 0,01 %, enthalten sind. Besondere Bedeutung im Hinblick auf die Festigkeit erfindungsgemäß erzeugte Bauteile kommt dabei dem jeweiligen C-Gehalt zu, wogegen insbesondere die Gehalte an Si, Mn, Cr und B so eingestellt sind, dass die Bildung des Bainits gefördert und die Entstehung größerer Martensitmengen im Gefüge des Bauteils vermieden werden.

[0018] Das derart zusammengesetzte Vormaterial (Stahlplatine bzw. vorgeformtes Stahlteil) wird bei einer zwischen der Ac1- und der Ac3-Temperatur des Stahls liegenden Erwärmungstemperatur derart durcherwärmt, dass eine unvollständige Austenitisierung des Vormaterials eintritt. Am Ende der Austenitisierungsphase besteht das Gefüge des Vor-

materials dementsprechend aus Ferrit und Austenit.

[0019] Anschließend wird das Vormaterial in ein Pressformwerkzeug eingelegt und darin zu dem Stahlformteil geformt. Das Presshärten erfolgt dabei in einem Temperaturbereich, in dem sich das Gefüge des Vormaterials im Zweiphasengebiet aus Ferrit und Austenit befindet.

[0020] Wesentlich für die Erfindung ist nun, dass das Stahlformteil auf eine Bainitbildungstemperatur gebracht wird, die oberhalb der Martensitstarttemperatur, jedoch unterhalb der Perlitumwandlungstemperatur des Stahls liegt, aus dem die Stahlplatte oder das vorgeformte Stahlteil jeweils hergestellt sind.

[0021] Ebenso wichtig ist, dass, sobald diese Bainitbildungstemperatur erreicht ist, das Stahlformteil erfindungsgemäß über eine Bainitisierungszeit im Wesentlichen isotherm auf der Bainitbildungstemperatur gehalten wird, bis sich in dem Stahlformteil ein Gefüge eingestellt hat, das zum überwiegenden Teil aus Ferrit und Bainit besteht. Die jeweils einzustellende Bainitisierungstemperatur richtet sich nach der Bainitumwandlungstemperatur, welche jeweils nach der chemischen Zusammensetzung des angereicherten Austenits durch die Martensitstarttemperatur nach unten und Perlitumwandlungstemperatur nach oben abgegrenzt ist.

[0022] Die Abkühlgeschwindigkeit beim Presshärten wird von der Austenitisierungs- und Werkzeugtemperatur maßgeblich beeinflusst. Diese muss so schnell sein, dass die Platte umwandlungsfrei auf die Bainitumwandlungstemperatur abgekühlt und bei dieser Temperatur konstant gehalten wird. Durch diese Vorgehensweise wird erreicht, dass am Ende der Bainitisierungszeit in dem Stahlformteil ein Gefüge vorliegt, das neben den ferritischen und bainitischen Gefügeanteilen untergeordnete Mengen an Restaustenit und allenfalls unterhalb von 5 % liegende Gehalte an Martensit aufweist. Die vom im Wesentlichen vom Kohlenstoffgehalt bestimmten Restaustenitgehalte im erhaltenen Bauteil können bis zu 10 % betragen.

[0023] Nach dem Ende der Bainitisierungszeit wird das Stahlformteil auf Raumtemperatur abgekühlt.

[0024] Gemäß der Erfindung wird also die Temperaturführung im Hinblick auf den Austenitisierungsprozess und das anschließende Presshärten so gesteuert, dass sich ein Mischgefüge aus Ferrit, Bainit und einem Anteil von Restaustenit im Bauteil einstellt. Das erfindungsgemäße Verfahren liefert somit ein Stahlbauteil, dessen Gefüge durch eine ferritisch-bainitische Mikrostruktur gekennzeichnet ist. Diese bainitische Mikrostruktur verleiht einem erfindungsgemäß erzeugten Bauteil verbesserte Verformungseigenschaften, insbesondere eine verbesserte Restbruchdehnung. Damit einhergehend weisen erfindungsgemäß erzeugte Stahlformteile ein verbessertes Crashverhalten auf, ohne dass es dazu einer gesonderten Anlassbehandlung bedarf, da Bainit als eine Art von angelassenem Martensit angesehen werden kann.

[0025] Darüber hinaus erlaubt es das erfindungsgemäße Verfahren, das Stahlbauteil langsamer abzukühlen als bei den konventionellen Verfahren, bei denen die Abkühlung im Werkzeug mit dem Ziel erfolgt, martensitisches Härtegefüge zu erzeugen. Daher ist bei einem erfindungsgemäßen Verfahren die Gefahr der Entstehung von Bauteilverzug minimiert und die erfindungsgemäß erzeugten Bauteile zeichnen sich durch eine besonders hohe Maßhaltigkeit aus. Um eine langsame Abkühlung des Stahlbauteils sicherzustellen, kann zur Durchführung des erfindungsgemäßen Verfahrens das Presswerkzeug auch gezielt erwärmt werden.

[0026] Neben den voranstehend genannten Vorteilen bestehen weitere Vorteile der Erfindung in der durch die vergleichbar niedrigen Ofentemperatur bei der Austenitisierung möglichen Energieeinsparungen, in der reduzierten thermischen Belastung der gegebenenfalls vorhandenen Oberflächenbeschichtung, in dem durch die abgesenkte Ofentemperatur bei der Austenitisierung möglichen Einsatz von Zn-beschichtetem Vormaterial sowie darin, dass es bei erfindungsgemäßer Vorgehensweise möglich ist, durch Variation der Austenitisierungs- und Werkzeugtemperatur die mechanischen Kennwerte nach der Bauteilforderung variabel einzustellen. Schließlich zeichnen sich erfindungsgemäß erzeugte Stahlformteile auch durch ein hohes Bake-Hardening Potenzial nach dem Presshärten aus.

[0027] Um die mit der Erfindung erzielten vorteilhaften Eigenschaften besonders sicher nutzen zu können, sollten die Ferrit- und Bainitanteile im Gefüge des Stahlformteils am Ende der Bainitisierungszeit in Summe mindestens 90 % betragen, wobei der Ferrit- und der Bainitanteil jeweils mindestens 30 % betragen sollten.

[0028] Da die Martensitbildung erfindungsgemäß möglichst vollständig verhindert wird, ist es grundsätzlich vorteilhaft, wenn am Ende der Bainitisierungszeit der Martensitanteil des Stahlformteils weniger als 1 % beträgt, insbesondere nur auf Spuren beschränkt ist.

[0029] Von der Legierung des Stahls, aus dem das erfindungsgemäß zu verarbeitende Vormaterial besteht, sind konventionelle MnB-Stähle und Vergütungsstähle gleichermaßen umfasst. Eine für die Durchführung des erfindungsgemäßen Verfahrens besonders geeigneter Vergütungsstahl weist neben Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen (in Gew.-%) C: 0,25 - 0,6 %, Si: bis zu 0,4 %, Mn: 0,5 - 2,0 %, Cr: bis zu 0,6 %, P: bis zu 0,02 %, S: bis zu 0,01 %, Al: 0,01 - 0,06 %, Ti: bis zu 0,05 %, Cu: bis zu 0,1 % und B: 0,008 - 0,005 % auf. Für das erfindungsgemäße Verfahren in Frage kommende MnB-Stähle weisen dagegen C: 0,25 - 0,6 %, Si: bis zu 0,4 %, Mn: 0,5 - 2,0 %, Cr: bis zu 1,2 %, P: bis zu 0,035 %, S: bis zu 0,035 %, Mo: bis zu 0,3 %, Ni: bis zu 0,4 % und Al: 0,01 - 0,06 % auf.

[0030] Typischerweise liegt die Austenitisierungstemperatur der Stähle, aus denen erfindungsgemäß verarbeitetes Vormaterial hergestellt ist, im Bereich von 750 - 810 °C. Die für das Durcherwärmen bei der Erwärmungstemperatur vorgesehene Erwärmungszeit liegt dabei üblicherweise im Bereich von 6 - 15 Minuten.

[0031] Insbesondere bei der Herstellung von Stahlformteilen, die zum Bau von Karosserien für Fahrzeuge, insbeson-

dere Automobile, bestimmt sind, ist es günstig, wenn das Vormaterial mit einem vor Korrosion schützenden metallischen Überzug versehen ist. Dieser Überzug schützt das jeweilige Vormaterial (Stahlplatte, vorgeformtes Stahlteil) auch beim Transport von dem Ofen, in dem es auf die Austenitisierungstemperatur vorerwärmt wird, zum Pressformwerkzeug. Die Korrosionsschutzbeschichtung kann dabei so ausgelegt werden, dass sie eine Oxidation des heißen Stahlsubstrats mit dem Umgebungssauerstoff auch bei einem Transport an Luft schützt.

[0032] Eine besonders praxisgerechte Variante des erfindungsgemäßen Verfahrens ist dadurch gekennzeichnet, dass die Pressformgebung und die Bainitisierung des im Zuge der Pressformgebung erzeugten Stahlbauteils im Pressformwerkzeug erfolgt. Dementsprechend sieht eine besonders vorteilhafte Variante der Erfindung vor, dass nach dem Pressformen des Vormaterials das dann erhaltene Stahlformteil in dem Pressformwerkzeug verbleibt und dort auf die Bainitbildungstemperatur gebracht und für die Bainitisierungszeit gehalten wird. Dabei ist das Pressformwerkzeug bevorzugt so temperiert, dass das Vormaterial ausgehend von einer über der Bainitisierungstemperatur liegenden Temperatur bereits während ihrer Pressverformung zu dem Stahlbauteil auf die Bainitisierungstemperatur abgekühlt werden. Die Werkzeugschließzeit des Presswerkzeugs, innerhalb der die Formgebung, Abkühlung und Bainitisierung des Stahlformteils erfolgt, beträgt in diesem Fall üblicherweise 5 - 60 Sekunden, insbesondere 20 - 60 Sekunden.

[0033] Im Fall, dass die Abkühlung auf die Bainitisierungstemperatur und die Bainitisierung in einem Werkzeug absolviert werden, ist die Bainitisierungszeit jeweils um die Zeitdauer kürzer als die Werkzeugschließzeit, die benötigt wird, um das jeweilige Vormaterial auf die Bainitisierungstemperatur zu bringen.

[0034] Alternativ zu einer Bainitisierung im Pressformwerkzeug ist es auch denkbar, nach dem Pressformen das aus dem Vormaterial pressgeformte Stahlformteil aus der Pressform zu entnehmen und in einem separaten Arbeitsgang auf die Bainitbildungstemperatur zu bringen und auf dieser über die Bainitisierungszeit zu halten. Eine solche Vorgehensweise kann angezeigt sein, wenn eine entsprechende Anlagentechnik zur Verfügung steht. So lässt sich eine solche Vorgehensweise beispielsweise dann anwenden, wenn zum Erwärmen auf und Halten bei der Bainitisierungstemperatur ein Salz- oder ein Bleibad zur Verfügung stehen, in die das Stahlbauteil nach der Pressformgebung verbracht werden kann.

[0035] Der typische Bereich der Bainitisierungstemperatur, bei der die erfindungsgemäße Bainitisierung mit dem Ziel der Ausbildung eines ferritisch/bainitischen Gefüges bevorzugt durchgeführt wird, ist nach unten typischerweise durch Martensitstarttemperatur der jeweiligen Stahlzusammensetzung des Vormaterials begrenzt, während sie nach oben hin jeweils niedriger als 500 °C eingestellt werden kann, um die Perlitbildung zu vermeiden.

[0036] Der mit der Durchführung des erfindungsgemäßen Verfahrens verbundene verfahrenstechnische Aufwand kann auch dadurch auf ein Minimum reduziert werden, dass nach dem Ende der Bainitisierungszeit die Abkühlung des erhaltenen Stahlformteils auf einfache Weise an Luft durchgeführt wird.

[0037] Für die Durchführung des erfindungsgemäßen Verfahrens eignen sich Stahlplatten, die von einem warmgewalzten oder kaltgewalzten Flachprodukt, wie Band oder Blech, abgeteilt worden sind. Ebenso ist es möglich, das erfindungsgemäße Verfahren auf ein Stahlteil anzuwenden, das in einem vorangegangenen Arbeitsschritt vorgeformt worden ist. Letzteres bietet sich beispielsweise dann an, wenn die Formgebung des herzustellenden Stahlbauteils so komplex ist, dass für ihre Herstellung mehrere Formgebungsschritte erforderlich sind.

[0038] Aufgrund ihres Eigenschaftsprofils eignen sich erfindungsgemäß erzeugte Stahlbauteile besonders für eine Verwendung als crashrelevante Teile einer Automobilkarosserie. Das erfindungsgemäße Verfahren eignet sich dabei insbesondere für die Herstellung von Längs- und Bodenquerträgern, die in der Praxis ein besonders gutes Energieaufnahmevermögen aufweisen sollen.

[0039] Nachfolgend wird die Erfindung anhand von Ausführungsbeispielen näher erläutert.

[0040] In Fig. 1 ist ein typischer bei der Durchführung eines erfindungsgemäßen Verfahrens eingehaltener Verlauf der Temperatur T über die Zeit t aufgezeichnet. Demnach wird als Vormaterial eine jeweils zu einem Stahlbauteil zu verformende, beispielsweise mit einer vor Korrosion schützenden AlSi-Beschichtung versehene Stahlplatte zunächst auf eine Austenitisierungstemperatur T_A erwärmt, die unterhalb der Ac_3 -Temperatur jedoch oberhalb der Ac_1 -Temperatur des Stahls liegt, aus dem die Stahlplatte jeweils hergestellt ist. Bei der dieser Austenitisierungstemperatur T_A wird die Stahlplatte für eine Zeit t_A gehalten, bis die Stahlplatte vollständig durcherwärmt ist, so dass in ihr ein aus Austenit und Ferrit bestehendes Mischgefüge vorliegt. Der Bereich, in dem der Stahl ein Gefüge aufweist, ist in Fig. 1 mit A gekennzeichnet, während der Bereich des Mischgefüges aus Ferrit und Austenit mit "A+F" gekennzeichnet ist.

[0041] Nach Ende der Austenitisierungszeit t_A wird die Stahlplatte zu einem Pressformwerkzeug transportiert. Die bis zum Schließen des Pressformwerkzeugs benötigte Transferzeit ist in Fig. 1 mit t_T bezeichnet. Die Temperatur T_W , mit der die Stahlplatte in das Pressformwerkzeug gelangt, liegt immer noch innerhalb des Temperaturbandes $Ac_3 - Ac_1$.

[0042] Das Pressformwerkzeug ist mit einer Temperiereinrichtung ausgestattet, die es auf einer konstanten Temperatur hält, die der Bainitisierungstemperatur T_B entspricht. Das aus der Stahlplatte geformte, mit dem Pressformwerkzeug unmittelbar in Kontakt kommende Stahlformteil wird dementsprechend über eine Abkühlzeit t_K auf die Bainitisierungstemperatur T_B gekühlt. Die Bainitisierungstemperatur T_B liegt dabei oberhalb der Martensitstarttemperatur M_s , jedoch unterhalb der Perlitumwandlungstemperatur. Das Gebiet, in dem es zur Bildung von Perlit kommt, ist in Fig. 1 mit P gekennzeichnet. Zusätzlich ist in Fig. 1 mit F das Gebiet, in dem reiner Ferrit vorhanden ist, und mit M das Gebiet

gekennzeichnet, in dem Martensit vorliegt.

[0043] Sobald die Bainitisierungstemperatur T_B erreicht ist, wird das nach wie vor in dem Pressformwerkzeug sitzende Stahlbauteil über eine Bainitisierungszeit t_B isotherm auf der Bainitisierungstemperatur T_B gehalten. Die Bainitisierungszeit t_B ist dabei so bemessen, dass an ihrem Ende das Gefüge des Stahlbauteils im Wesentlichen vollständig bainitisch ist.

[0044] Die Abkühlung der Stahlplatte im temperierten Presswerkzeug erfolgt dabei innerhalb der Abkühlzeit t_K so schnell, dass der Stahl das Zweiphasenmischgebiet A+F durchläuft und eine Umwandlung im Martensitbereich M und Perlitbereich P verhindert wird, wobei die Martensitbildung möglichst vollständig vermieden wird.

[0045] Nach Erreichen des Endes der Bainitisierungszeit t_B wird das Werkzeug geöffnet und das Stahlbauteil an ruhender Luft auf Raumtemperatur abgekühlt. Die die Abkühlzeit t_K und die Bainitisierungszeit t_B umfassende Werkzeugschließzeit t_W beträgt abhängig von der Komplexität der Formgebung des herzustellenden Stahlbauteils und der Blechdicke der jeweils verarbeiteten Stahlplatte 5 - 60 Sekunden.

[0046] Für zwei Versuche sind aus einem Warmband von 3 - 4 mm Dicke durch Kaltwalzen zwei 1,5 - 2 mm dicke Stahlplatte SP1, SP2 erzeugt worden, die aus einem 27MnCrB5-2 Stahl mit der in Tabelle 1 in Gew.-% angegebenen Zusammensetzung bestanden.

[0047] Die erste Stahlplatte SP1 ist dann auf eine Austenitisierungstemperatur T_A von 780 °C erwärmt und auf dieser Temperatur T_A für eine Austenitisierungszeit t_A von 6 min gehalten worden.

Tabelle 1

C	Si	Mn	P	S
0,294	0,24	1,13	0,017	0,002
Al	N	Cr	Ti	B
0,035	0,0038	0,43	0,033	0,0010
Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen				

[0048] Anschließend ist die Stahlplatte SP1 in einer 6 bis 12 s betragenden Transferzeit t_T an Luft in ein Pressformwerkzeug transportiert worden, das auf eine Bainitisierungstemperatur T_B von 400 °C aufgeheizt und bei dieser Temperatur T_B konstant gehalten worden ist. In dem Presswerkzeug ist die Stahlplatte SP1 dann über eine Werkzeugschließzeit t_W von 40 s pressverformt worden. Die Gesamtpresszeit umfasste die Abkühlzeit t_K , in der die Stahlplatte SP1 von der Werkzeugeintrittstemperatur T_W auf die Bainitisierungstemperatur T_B abgekühlt worden ist, und die Bainitisierungszeit t_B , in der sich das Bainitgefüge in dem im Pressformwerkzeug warmpressgeformten Stahlbauteil gebildet hat. Anschließend ist das Presswerkzeug geöffnet worden und das Stahlbauteil an ruhender Luft auf Raumtemperatur abgekühlt worden.

[0049] Das Gefüge des so erhaltenen Stahlformteils wies einen Ferritanteil von 50 %, einen Bainitanteil von 40 %, einen Restaustenitanteil von 6 % und einen Martensitanteil von 4 % auf.

[0050] In dem zweiten Versuch ist die zweite Stahlplatte SP2 bei einer Austenitisierungstemperatur T_A von 800 °C so durcherwärmt worden, dass auch sie nur unvollständig austenitisiert war. Nach dieser Teilaustenitisierung hat die zweite Stahlplatte SP2 dieselben Prozessschritte durchlaufen wie die erste Stahlplatte SP1.

[0051] Die Eigenschaften der aus den Stahlplatten SP1, SP2 in der voranstehend beschriebenen Weise erzeugten Stahlformteile sind in Tabelle 2 angegeben.

Tabelle 2

Platine	T_A [°C]	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	Ag [%]	A80 [%]
SP1	780	374	759	12,7	19,7
SP2	800	464	802	11,4	19,0

[0052] Schließlich ist zum Vergleich eine ebenfalls aus dem 27MnCrB5-2 - Stahl bestehende Stahlplatte in konventioneller Weise martensitisch zu einem Stahlformteil pressformgehärtet worden. Die Restbruchdehnung A80 betrug bei dem so erhaltenen Bauteil nur ca. 6%. Nach dem erfindenen Verfahren liegt die Restbruchdehnung A80 der gleichen Güte dagegen ca. 19%.

[0053] Beim erfindungsgemäßen bainitischen Presshärten handelt es sich somit um ein Verfahren zum Warmpresshärten, bei dem anstelle des üblicherweise erzeugten Martensitgefüges ein überwiegend aus Ferrit und Bainit bestehendes Gefüge durch eine isothermische Umwandlung beim Presshärten am jeweils pressgeformten Stahlbauteil ein-

gestellt wird. Das erhaltene ferritisch/bainitische Gefüge weist im Vergleich zu Martensit eine verbesserte Restbruchdehnung bei hoher Festigkeit auf.

Patentansprüche

1. Verfahren zum Herstellen eines Stahlformteils mit einem überwiegend ferritisch-bainitischen Gefüge,

- bei dem ein Vormaterial in Form einer Stahlplatte oder eines vorgeformten Stahlteils bereitgestellt wird, das jeweils aus einem Stahl hergestellt ist, der (in Gew.-%)

C:	0,02 - 0,6 %,
Mn:	0,5 - 2,0 %,
Al:	0,01 - 0,06 %,
Si:	Max. 0,4 %,
Cr:	Max. 1,2 %,
P:	Max. 0,035 %,
S:	Max. 0,035 %,

sowie optional eines oder mehrere der Elemente aus der Gruppe "Ti, Cu, B, Mo, Ni, N" mit der Maßgabe

Ti:	Max. 0,05 %,
Cu:	Max. 0,01 %,
B:	0,0008 - 0,005 %,
Mo:	Max. 0,3 %,
Ni:	Max. 0,4 %,
N:	max. 0,01 %,

und als Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen enthält,

- bei dem das Vormaterial bei einer zwischen der Ac1- und der Ac3-Temperatur des Stahls liegenden Erwärmungstemperatur (TA) durcherwärmt wird, so dass eine allenfalls unvollständige Austenitisierung des Vormaterials eintritt,

- bei dem das Vormaterial in ein Pressformwerkzeug eingelegt und darin zu dem Stahlformteil geformt wird,

- bei dem das Stahlformteil auf eine Bainitbildungstemperatur (TB) gebracht wird, die oberhalb der Martensitstarttemperatur (Ms), jedoch unterhalb der Perlitumwandlungstemperatur des Stahls liegt, aus dem das Vormaterial jeweils hergestellt ist,

- bei dem das Stahlformteil nach der Abkühlung über eine Bainitisierungszeit (tB) im Wesentlichen isotherm auf der Bainitbildungstemperatur (TB) gehalten wird, bis in dem Stahlformteil ein zum überwiegenden Teil aus Ferrit und Bainit bestehendes Gefüge entstanden ist, dessen Martensitgehalt weniger als 5 % beträgt, wobei Restaustenitgehalte von bis zu 10 % vorhanden sein können, und

- bei dem das Stahlformteil nach dem Ende der Bainitisierungszeit (tB) auf Raumtemperatur gebracht wird.

2. Verfahren nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, dass** der Stahl (in Gew.-%)

C:	0,25 - 0,6 %,
Si:	max. 0,4 %,
Mn:	0,5 - 2,0 %,
Cr:	max. 0,6 %,
P:	max. 0,02 %,
S:	max. 0,01 %,
Al:	0,01 - 0,06 %,
Ti:	max. 0,05 %,
Cu:	max. 0,1 %,
B:	0,008 - 0,005 %

und als Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen enthält.

3. Verfahren nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, dass** der Stahl (in Gew.-%)

5	C:	0,25 - 0,6 %,
	Si:	max. 0,4 %,
	Mn:	0,5 - 2,0 %,
	Cr:	max. 1,2 %,
10	P:	max. 0,035 %,
	S:	max. 0,035 %,
	Mo:	max. 0,3 %,
	Ni:	max. 0,4 %,
15	Al:	0,01 - 0,06 %,

und als Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen enthält.

4. Verfahren nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Summe der Ferrit- und Bainitanteile im Gefüge des Stahlformteils am Ende der Bainitisierungszeit (tB) mindestens 90 % beträgt.
5. Verfahren nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** am Ende der Bainitisierungszeit (tB) der Bainitisierungszeit der Martensitanteil des Stahlformteils weniger als 1 % beträgt, insbesondere auf Spuren beschränkt ist.
6. Verfahren nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Austenitisierungstemperatur (TA) 750 - 810 °C beträgt.
7. Verfahren nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** die für das Durcherwärmen bei der Erwärmungstemperatur (TA) vorgesehene Erwärmungszeit (tA) 6 - 15 Minuten beträgt.
8. Verfahren nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Vormaterial mit einem vor Korrosion schützenden metallischen Überzug versehen ist.
9. Verfahren nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** nach dem Pressformen des Vormaterials das erhaltene Stahlformteil in dem Pressformwerkzeug auf die Bainitbildungstemperatur (TB) gebracht und für die Bainitisierungszeit (tB) gehalten wird.
10. Verfahren nach Anspruch 9, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Werkzeugschließzeit (tW) des Presswerkzeugs 5 - 60 Sekunden, insbesondere 20 - 60 Sekunden, beträgt.
11. Verfahren nach Anspruch 10, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Bainitisierungszeit (tB) kürzer als die Werkzeugschließzeit (tW) ist.
12. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 8, **dadurch gekennzeichnet, dass** nach dem Pressformen das aus dem Vormaterial pressgeformte Stahlformteil aus der Pressform entnommen und in einem separaten Arbeitsgang auf die Bainitbildungstemperatur (TB) gebracht und über die Bainitisierungszeit (tB) gehalten wird.
13. Verfahren nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Bainitisierungstemperatur (TB) höher als die Martensitstarttemperatur der jeweiligen Zusammensetzung des Vormaterials kleiner als 500 °C ist.
14. Verfahren nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Abkühlung des erhaltenen Stahlformteils nach dem Ende der Bainitisierungszeit (tB) an Luft durchgeführt wird.
15. Verfahren nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** es sich bei dem Stahlformteil um einen Teil einer Automobilkarosserie handelt.

Claims

1. Method for producing a formed steel part having a predominantly ferritic-bainitic structure,

- wherein a primary material is provided in the shape of a steel blank or a pre-formed steel part, which in each case is produced from a steel containing (in % by weight)

C:	0.02 - 0.6%,
Mn:	0.5 - 2.0%,
Al:	0.01 - 0.06%,
Si:	max. 0.4%,
Cr:	max. 1.2%,
P:	max. 0.035%,
S:	max. 0.035%,

and optionally one or more of the elements of the "Ti, Cu, B, Mo, Ni, N" group, with the proviso that

Ti:	max. 0.05%,
Cu:	max. 0.01%,
B:	0.0008 - 0.005%,
Mo:	max. 0.3%,
Ni:	max. 0.4%,
N:	max. 0.01%,

and the remainder as iron and unavoidable impurities,

- wherein the primary material is heated through at a heating temperature (TA) lying between the Ac1 and the Ac3 temperature of the steel, such that at best incomplete austenitising of the primary material takes place,

- wherein the primary material is placed into a press-form tool and formed therein into the formed steel part,

- wherein the formed steel part is then heated to a bainite forming temperature (TB), which is above the martensite starting temperature (MS), however below the pearlite transformation temperature of the steel, from which the primary material is produced in each case,

- wherein after cooling the formed steel part is maintained for an austempering period (tB) at the bainite forming temperature (TB) in a substantially isothermal manner, until the formed steel part has produced a structure consisting predominantly of ferrite and bainite, the martensite content thereof being less than 5%, wherein residual austenite contents of up to 10% may be present, and

- wherein after the end of the austempering period (tB) the formed steel part is brought to room temperature.

2. Method according to claim 1, **characterised in that** the steel contains (in % by weight)

C:	0.25 - 0.6%,
Si:	max. 0.4%,
Mn:	0.5 - 2.0%,
Cr:	max. 0.6%,
P:	max. 0.02%,
S:	max. 0.01%,
Al:	0.01 - 0.06%,
Ti:	max. 0.05%,
Cu:	max. 0.1%,
B:	0.008 - 0.005%

and the remainder as iron and unavoidable impurities.

3. Method according to claim 1, **characterised in that** the steel contains (in % by weight)

C:	0.25 - 0.6%,
Si:	max. 0.4%,
Mn:	0.5 - 2.0%,
Cr:	max. 1.2%,
P:	max. 0.035%,
S:	max. 0.035%,
Mo:	max. 0.3%,
Ni:	max. 0.4%,
Al:	0.01 - 0.06%,

and the remainder as iron and unavoidable impurities.

4. Method according to any one of the preceding claims, **characterised in that** the total of the ferrite and bainite portions in the structure of the formed steel part is at least 90% at the end of the austempering period (tB).
5. Method according to any one of the preceding claims, **characterised in that** at the end of the austempering period (tB) of the austempering period the martensite portion of the formed steel part is less than 1%, in particular is limited to traces.
6. Method according to any one of the preceding claims, **characterised in that** the austenitising temperature (TA) is 750 - 810°C.
7. Method according to any one of the preceding claims, **characterised in that** the heating period (tA) proposed for heating through at the heating temperature (TA) is 6 - 15 minutes.
8. Method according to any one of the preceding claims, **characterised in that** the primary material is provided with an anti-corrosion metal coating.
9. Method according to any one of the preceding claims, **characterised in that**, after the primary material has been press-formed, the formed steel part obtained in the press-form tool is brought to the bainite forming temperature (TB) and maintained for the austempering period (tB).
10. Method according to claim 9, **characterised in that** the tool closing time (tW) of the pressing tool is 5 - 60 seconds, in particular 20 - 60 seconds.
11. Method according to claim 10, **characterised in that** the austempering period (tB) is shorter than the tool closing time (tW).
12. Method according to any one of claims 1 to 8, **characterised in that** after press forming the steel part press-formed out of the primary material is removed from the mould and is brought in a separate process step to the bainite forming temperature (TB) and maintained for the austempering period (tB).
13. Method according to any one of the preceding claims, **characterised in that** the bainite forming temperature (TB) is higher than the martensite starting temperature of the respective primary material composition below 500°C.
14. Method according to any one of the preceding claims, **characterised in that** the formed steel part obtained is cooled down after the end of the austempering period (tB) in air.
15. Method according to any one of the preceding claims, **characterised in that** the formed steel part concerns a component of an automobile body.

Revendications

1. Procédé de production d'une pièce moulée en acier à structure à prédominance ferritique-bainitique,

EP 2 297 367 B9

- dans lequel on fournit un matériau précurseur, sous la forme d'une platine en acier ou d'une pièce d'acier préformée, fabriqué dans un acier qui contient (en % poids)

5	C :	0,02 - 0,6 %,
	Mn :	0,5 - 2,0 %,
	Al :	0,01 - 0,06 %,
	Si :	max. 0,4 %,
	Cr :	max. 1,2 %,
10	P :	max. 0,035 %,
	S :	max. 0,035 %,

ainsi qu'éventuellement, un ou plusieurs éléments du groupe « Ti, Cu, B, Mo, Ni, N » avec les teneurs suivantes :

15	Ti :	max. 0,05 %,
	Cu :	max. 0,01 %,
	B :	0,0008 - 0,005 %
	Mo :	max. 0,3 %,
20	Ni :	max. 0,4 %,
	N :	max. 0,01 %,

ainsi que des teneurs résiduelles en fer et en impuretés inévitables,

- dans lequel le matériau précurseur est chauffé à une température de chauffage (TA) située entre la température Ac1 et Ac3 de l'acier, de sorte qu'il se produit dans tous les cas une austénitisation incomplète du matériau précurseur,

- dans lequel le matériau précurseur est placé dans un moule de compression et y est moulé pour former la pièce moulée en acier,

- dans lequel la pièce moulée en acier est portée à une température de formation de bainite (TB) qui se situe au-dessus de la température de démarrage de la martensite (Ms), mais en-dessous de la température de transformation perlitique de l'acier dans lequel est fait le matériau précurseur,

- dans lequel la pièce moulée en acier, après refroidissement, est maintenue, sur une période de bainitisation (tB), à la température de formation de bainite (TB) de manière essentiellement isotherme, jusqu'à ce qu'il se crée dans la pièce moulée en acier une structure composée principalement de ferrite et de bainite, dont la teneur en martensite s'élève à moins de 5 %, étant précisé qu'il peut subsister des teneurs résiduelles en austénite jusqu'à 10 %, et

- dans lequel la pièce moulée en acier, au terme de la période de bainitisation (tB), est portée à température ambiante.

2. Procédé conforme à la revendication 1, **caractérisé en ce que** l'acier contient (en % poids) :

40	C :	0,25 - 0,6 %,
	Si :	max. 0,4 %,
45	Mn :	0,5 - 2,0 %,
	Cr :	max. 0,6 %,
	P :	max. 0,02 %,
	S :	max. 0,01 %,
	Al :	0,01 - 0,06 %,
50	Ti :	max. 0,05 %,
	Cu :	max. 0,1 %,
	B :	0,008 - 0,005 %

ainsi que des teneurs résiduelles en fer et en impuretés inévitables.

3. Procédé conforme à la revendication 1, **caractérisé en ce que** l'acier contient (en % poids)

EP 2 297 367 B9

C :	0,25 - 0,6 %,
Si :	max. 0,4 %,
Mn :	0,5 - 2,0 %,
Cr :	max. 1,2 %,
P :	max. 0,035 %,
S :	max. 0,035 %,
Mo :	max. 0,3 %,
Ni :	max. 0,4 %,
Al :	0,01 - 0,06 %,

ainsi que des teneurs résiduelles en fer et en impuretés inévitables.

4. Procédé conforme à l'une des revendications précédentes, **caractérisé en ce que** la somme des proportions de ferrite et de bainite dans la structure de la pièce moulée en acier atteint au moins 90 % au terme de la période de bainitisation (tB).
5. Procédé conforme à l'une des revendications précédentes, **caractérisé en ce qu'**au terme de la période de bainitisation (tB), la proportion en martensite de la pièce moulée en acier s'élève à moins de 1 %, et se limite notamment à des traces.
6. Procédé conforme à l'une des revendications précédentes, **caractérisé en ce que** la température d'austénitisation (TA) atteint 750 à 810 °C.
7. Procédé conforme à l'une des revendications précédentes, **caractérisé en ce que** le temps d'échauffement (Ta) prévu pour le chauffage du matériau à la température de chauffage (TA) atteint 6 à 15 minutes.
8. Procédé conforme à l'une des revendications précédentes, **caractérisé en ce que** le matériau précurseur est pourvu d'un revêtement métallique anticorrosion.
9. Procédé conforme à l'une des revendications précédentes, **caractérisé en ce qu'**après le moulage par compression du matériau précurseur, la pièce moulée en acier obtenue est portée à la température de formation de bainite (TB) dans le moule de compression et y est maintenue pendant la période de bainitisation (tB).
10. Procédé conforme à la revendication 9, **caractérisé en ce que** le temps de pressage du moule à compression (tW) se situe entre 5 et 60 secondes, particulièrement entre 20 et 60 secondes.
11. Procédé conforme à la revendication 10, **caractérisé en ce que** la période de bainitisation (tB) est plus courte que le temps de pressage du moule (tW).
12. Procédé conforme à l'une des revendications 1 à 8, **caractérisé en ce qu'**après le moulage par compression, la pièce moulée en acier moulée par compression à partir du matériau précurseur est retirée du moule et lors d'une opération distincte, est portée à la température de formation de bainite (TB) et y est maintenue pendant la période de bainitisation (tB).
13. Procédé conforme à l'une des revendications précédentes, **caractérisé en ce que** la température de bainitisation (TB) est supérieure à la température de démarrage de la martensite de la composition actuelle du matériau précurseur et inférieure à 500 °C.
14. Procédé conforme à l'une des revendications précédentes, **caractérisé en ce que** le refroidissement de la pièce moulée en acier obtenue est effectué à l'air au terme de la période de bainitisation (tB).
15. Procédé conforme à l'une des revendications précédentes, **caractérisé en ce que** la pièce moulée en acier est une pièce de carrosserie automobile.

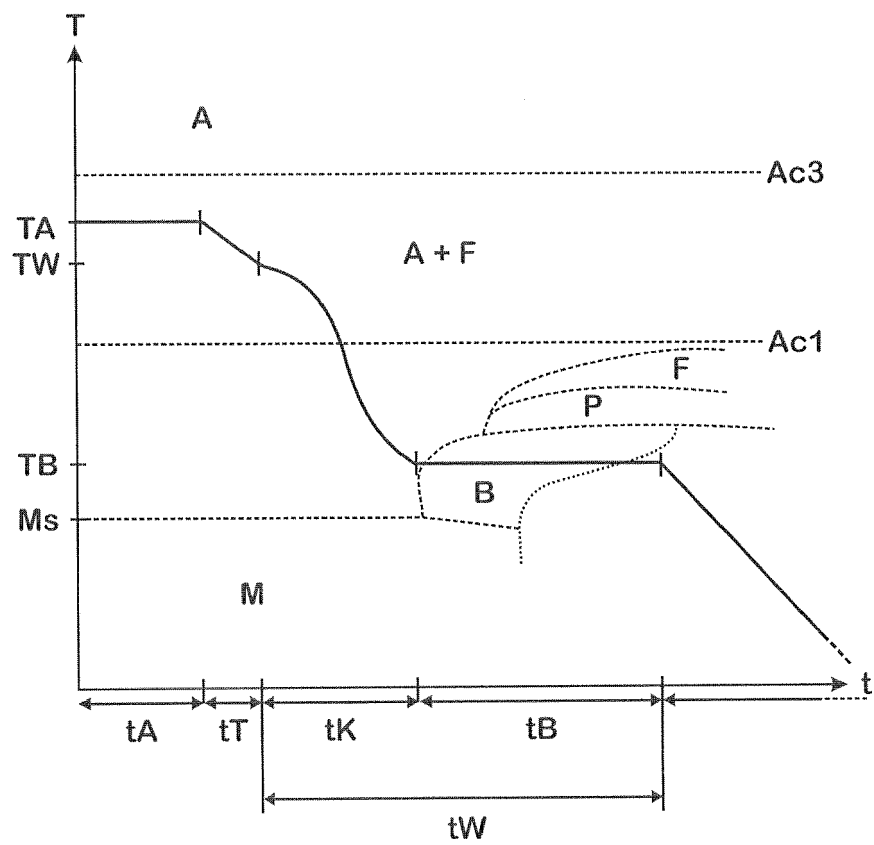


Fig. 1

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

- JP 2006104526 A [0005] [0006]
- DE 102005054847 B3 [0008]
- DE 10208216 C1 [0009]
- EP 1767659 A [0010]

In der Beschreibung aufgeführte Nicht-Patentliteratur

- Messezeitung der ThyssenKrupp Automotiv AG zur 61. Internationalen Automobilausstellung. *Potenziale für den Karosserieleichtbau*, 15. September 2005 [0004]
- Status and innovation trends in hot stamping of USIBOR 1500 P. **HEIN PHILIPP et al.** STEEL RESEARCH INTERNATIONAL. Verlag Stahleisen GmbH, 01. Februar 2008, vol. 79, 85-91 [0011]
- **LENZE F.-J. et al.** Herstellung von Karosseriebauteilen aus warmumgeformten hochfesten Stahlwerkstoffen. *EFB Tagungsband, Europäische Forschungsgesellschaft für Blechverarbeitung*, 01. Januar 2005, vol. 25 [0012]