



(12) **EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG**

(43) Veröffentlichungstag:
17.05.2017 Patentblatt 2017/20

(21) Anmeldenummer: **15194741.3**

(22) Anmeldetag: **16.11.2015**

(51) Int Cl.:
C21D 1/02 ^(2006.01) **C21D 1/20** ^(2006.01)
C22C 38/00 ^(2006.01) **C22C 38/02** ^(2006.01)
C22C 38/04 ^(2006.01) **C22C 38/12** ^(2006.01)
C22C 38/18 ^(2006.01) **C22C 38/22** ^(2006.01)
C22C 38/38 ^(2006.01)

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

(71) Anmelder: **Deutsche Edelstahlwerke GmbH**
58452 Witten (DE)

(72) Erfinder:
• **REICHEL, Ulrich**
58644 Iserlohn (DE)

• **SCHNEIDERS, Till**
44791 Bochum (DE)
• **VAN SOEST, Frank**
47918 Tönisvorst (DE)
• **KRULL, Hans-Günter**
47506 Neukirchen-Vluyn (DE)

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

(54) **EDELBAUSTAHL MIT BAINITISCHEM GEFÜGE, DARAUS HERGESTELLTES SCHMIEDETEIL UND VERFAHREN ZUR HERSTELLUNG EINES SCHMIEDETEILS**

(57) Die Erfindung stellt einen Stahl zur Verfügung, der eine hohe Festigkeit besitzt, ohne dass dazu aufwändige Wärmebehandlungsverfahren absolviert werden müssen, und dabei eine geringe Neigung zum Verzug hat. Der erfindungsgemäß Edelbaustahl besteht dazu aus (in Gew.-%) bis zu 0,25 % C, bis zu 0,45 % Si, 0,20 - 2,00 % Mn, bis zu 4,00 % Mn, 0,6 - 3,0 % Mo, 0,004 - 0,020 % N, bis zu 0,40 % S, 0,001 - 0,035 % Al, 0,0005 - 0,0025 % B, bis zu 0,015 % Nb, bis zu 0,01 % Ti, bis zu 0,10 % V, bis zu 1,5 % Ni und bis zu 2,0 % Cu, Rest Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen, wobei der Al-Gehalt %Al, der Nb-Gehalt %Nb, der Ti-Gehalt %Ti, der V-Gehalt %V und der N-Gehalt %N des Edelbaustahls jeweils folgende Bedingung erfüllen:

$$\%Al/27 + \%Nb/45 + \%Ti/48 + \%V/25 > \%N/3,75$$

Der erfindungsgemäße Edelbaustahl weist eine Streckgrenze von mindestens 750 MPa, eine Zugfestigkeit von mindestens 950 MPa und ein Gefüge auf, das zu mindestens 80 Vol.-% aus Bainit besteht und in Summe höchstens 20 Vol.-% an Restaustenit, Ferrit, Perlit und/oder Martensit enthält. Aufgrund seines Eigenschaftsprofils ist der erfindungsgemäße Stahl insbesondere für die schmiedetechnische Herstellung von Schmiedeteilen mit über ihre Länge großen Querschnittsänderungen geeignet. Die Erfindung offenbart auch ein Verfahren zur Herstellung von derartigen Schmiedebauteilen.

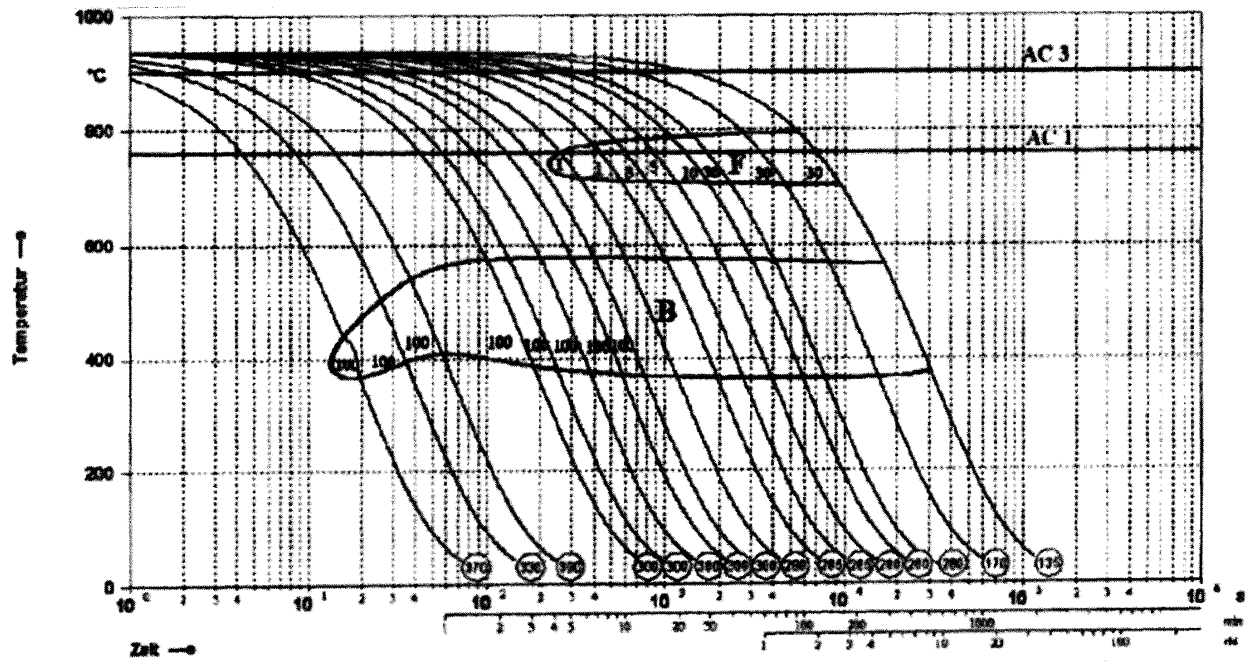


Fig. 1

Beschreibung

[0001] Die Erfindung betrifft einen Edelbaustahl mit hoher Festigkeit und einem Gefüge, das zu mindestens 80 Vol.-% aus Bainit besteht.

[0002] Des Weiteren betrifft die Erfindung ein Schmiedeteil, das aus einem solchen Edelbaustahl hergestellt ist.

[0003] Schließlich betrifft die Erfindung ein Verfahren zur Herstellung eines Schmiedebauteils aus einem erfindungsgemäßen Edelbaustahl.

[0004] Wenn nachfolgend "%" -Angaben zu Legierungen oder Stahlzusammensetzungen gemacht werden, so beziehen diese sich jeweils auf das Gewicht, soweit nichts ausdrücklich anderes angegeben ist.

[0005] Sämtlich der im vorliegenden Text angegebenen mechanischen Eigenschaften des erfindungsgemäßen Stahls und der gegebenenfalls zum Vergleich angeführten Stähle sind, soweit nicht anders angegeben, nach DIN EN ISO 6892-1 bestimmt worden.

[0006] Wie von Dipl.-Ing. Christoph Keul et al. im Artikel "Entwicklung eines hochfesten duktilen bainitischen (HDB) Stahls für hochbeanspruchte Schmiedebauteile", erschienen im Schmiede-Journal, Ausgabe September 2010, herausgegeben vom Industrieverband Massivumformung e.V., berichtet, besteht speziell in der Schmiedeindustrie die Forderung nach Stahlwerkstoffkonzepten, die die Möglichkeit bieten, eine hohe Festigkeit und Zähigkeit bei gleichzeitig verkürzter Prozesskette ihrer Herstellung zu realisieren. Weiter heißt es in dem Artikel, dass sich dazu als vielversprechend Werkstoffe mit einem bainitischen Gefüge herausgestellt haben, bei denen gute Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften ohne die Notwendigkeit einer zusätzlichen Wärmebehandlung vereint werden, die durch Zugfestigkeiten von mehr als 1200 MPa, eine Streckgrenze von mehr 850 MPa und eine Bruchdehnung von mehr 10 % bei einer Kerbschlagarbeit von 27 J bei Raumtemperatur gekennzeichnet sind. Als Beispiel für Legierungskonzepte, die solche Eigenschaften bieten, werden in dem Artikel ein Stahl mit (in Gew.-%) 0,18 % C, 1,53 % Si, 1,47 % Mn 0,007 % S, 1,30 % Cr, 0,07 % Mo, 0,0020 % B, 0,027 % Nb, 0,026 % Ti, 0,0080 % N, Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen sowie ein Stahl mit 0,22 % C, 1,47 % Si, 1,50 % Mn, 0,006 % S, 1,31 % Cr, 0,09 % Mo, 0,0025 % B, 0,035 % Nb, 0,026 % Ti, 0,0108 % N, Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen vorgestellt.

[0007] Eine andere Entwicklung, welche ebenfalls auf einen Stahl zur Herstellung von Gesenkschmiedeteilen abzielt, die ohne eine zusätzliche Wärmebehandlung eine hohe Festigkeit bei gleichzeitig hoher Zähigkeit besitzen, ist in der EP 1 546 426 B1 beschrieben. Der aus dieser Patentschrift bekannte Stahl enthält (in Gew.-%) 0,12 - 0,45 % C, 0,10 - 1,00 % Si, 0,50 - 1,95 % Mn, 0,005 - 0,060 % S, jeweils 0,004 - 0,050 % Al und Ti, jeweils bis zu 0,60 % Cr, Ni, Co, W, Mo und Cu, bis zu 0,01 % B, bis zu 0,050 % Nb, 0,10 - 0,40 % V, 0,015 - 0,04 % N und als Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen mit den Maßgaben, dass das Produkt aus den V- und N-Gehalten des Stahls 0,0021 - 0,0120 beträgt, dass der S-Gehalt %S, der Al-Gehalt %Al, der Nb-Gehalt %Nb und der Ti-Gehalt %Ti, die Bedingung $1,6 \times \%S + 1,5 \times \%Al + 2,4 \times \%Nb + 1,2 \times \%Ti = 0,040 - 0,080 \%$ und der Mn-Gehalt %Mn, der Cr-Gehalt %Cr, der Ni-Gehalt %Ni, der Cu-Gehalt %Cu und der Mo-Gehalt %Mo die Bedingung $1,2 \times \%Mn + 1,4 \times \%Cr + 1,0 \times \%Ni + 1,1 \times \%Cu + 1,8 \times \%Mo = 1,00 - 3,50 \%$ erfüllen.

[0008] Als wesentlich wird dabei angesehen, dass die notwendige Zähigkeitsverbesserung durch eine Absenkung des Kohlenstoffgehaltes im Stahl erreicht wird. Der nach dem Stand der Technik damit prinzipiell einhergehende Festigkeitsverlust wird durch die übrigen Legierungselemente ausgeglichen, deren Gehalte so abgestimmt sind, dass es zur Verfestigung durch Mischkristallbildung kommt.

[0009] Des Weiteren ist aus der DE 697 28 076 T2 (EP 0 787 812 B1) ein Herstellungsverfahren eines Stahlschmiedestücks bekannt, bei dem ein Stahl mit (in Gew.-%) 0,1 - 0,4 % C, 1 - 1,8 % Mn, 0,15 - 1,7 % Si, bis zu 1 % Ni, bis zu 1,2 % Cr, bis zu 0,3 % Mo, bis zu 0,3 % V, bis zu 0,35 % Cu sowie jeweils optional 0,005 - 0,06 % Al, 0,0005 - 0,01 % B, 0,005 - 0,03 % Ti, 0,005 % - 0,06 % Nb, 0,005 - 0,1 % S, bis zu 0,006 % Calcium, bis zu 0,03 % Te, bis zu 0,05 % Se, bis zu 0,05 % Bi und als Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen zu einem Halbzeug vergossen wird, dass dann in konventioneller Weise zu einem Schmiedeteil warmgeschmiedet wird. Anschließend wird das Schmiedeteil einer Wärmebehandlung unterzogen, die eine mit einer Kühlgeschwindigkeit V_r von mehr als 0,5 °C/s ablaufende Abkühlung von einer Temperatur, bei der der Stahl austenitisch ist, bis auf eine Temperatur T_m umfasst, die zwischen $M_s + 100$ °C und $M_s - 20$ °C liegt. Das Schmiedeteil wird dann über mindestens zwei Minuten bei einer Temperatur gehalten, die zwischen der Temperatur T_m und einer Temperatur T_f liegt, für die gilt $T_f > T_m - 100$ °C. Auf diesem Weg soll man ein Stahlbauteil mit im Wesentlichen bainitischen Gefüge erhalten, das mindestens 15 % unteres Bainit und vorzugsweise mindestens 20 % zwischen T_m und T_f gebildeten Bainit umfasst.

[0010] Praktische Versuche mit Stahlwerkstoffen der voranstehend erläuterten Art haben gezeigt, dass derartige bainitische Stähle aufgrund ihrer Neigung zum Verzug und stark schwankenden mechanischen Eigenschaften für Bauteile mit großen Querschnittsänderungen ungeeignet sind.

[0011] Vor diesem Hintergrund bestand die Aufgabe der Erfindung darin, einen Stahl zu schaffen, der eine hohe Festigkeit besitzt, ohne dass dazu aufwändige Wärmebehandlungsverfahren absolviert werden müssen, der eine geringe Neigung zum Verzug hat und der als solcher insbesondere für die schmiedetechnische Herstellung von Schmiedeteilen mit über ihre Länge großen Querschnittsänderungen hat.

[0012] Ebenso sollte ein Schmiedeteil angegeben werden, das ohne aufwändige Wärmebehandlungsverfahren eine optimale Eigenschaftskombination besitzt.

[0013] Schließlich sollte ein Verfahren zur Herstellung eines Schmiedestücks vorgeschlagen werden, das mit einfachen Mitteln die Erzeugung von Schmiedeteilen mit optimierter Eigenschaftskombination ermöglicht.

[0014] In Bezug auf den Stahl hat die Erfindung die voranstehend genannte Aufgabe durch den in Anspruch 1 angegebenen Edelbaustahl gelöst.

[0015] In Bezug auf das Schmiedebauteil besteht die erfindungsgemäße Lösung der voranstehend genannten Aufgabe darin, dass ein solches Stahlbauteil aus einem erfindungsgemäßen Stahl hergestellt ist.

[0016] In Bezug auf das Verfahren hat die Erfindung die oben genannte Aufgabe schließlich dadurch gelöst, dass bei der Herstellung eines Schmiedebauteils die in Anspruch 13 genannten Arbeitsschritte durchlaufen werden.

[0017] Vorteilhafte Ausgestaltungen der Erfindung sind in den abhängigen Ansprüchen angegeben und werden nachfolgend wie der allgemeine Erfindungsgedanke im Einzelnen erläutert.

[0018] Ein erfindungsgemäßer Edelbaustahl besitzt bei einer Streckgrenze von mindestens 750 MPa und einer Zugfestigkeit von mindestens 950 MPa und ein zu mindestens 80 Vol.-% bainitisches Gefüge, wobei die verbleibenden 20 Vol.-% des Gefüges Restaustenit, Ferrit, Perlit oder Martensit sein können.

[0019] Dabei zeichnet sich der erfindungsgemäß Stahl durch eine hohe Bruchdehnung A von mindestens 10 %, insbesondere mindestens 12 %, aus, wobei sich in der Praxis zeigt, dass erfindungsgemäße Stähle regelmäßig eine Bruchdehnung A von mindestens 15 % erreichen.

[0020] Erfindungsgemäß besteht der Edelbaustahl dazu aus (in Gew.-%) bis zu 0,25 % C, bis zu 1,5 % Si, insbesondere bis zu 1 % Si oder bis zu 0,45 % Si, 0,20 - 2,00 % Mn, bis zu 4,00 % Cr, 0,7 - 3,0 % Mo, 0,004 - 0,020 % N, bis zu 0,40 % S, 0,001 - 0,035 % Al, 0,0005 - 0,0025 % B, bis zu 0,015 % Nb, bis zu 0,01 % Ti, bis zu 0,50 % V, bis zu 1,5 % Ni, bis zu 2,0 % Cu und als Rest Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen, wobei der Al-Gehalt %Al, der Nb-Gehalt %Nb, der Ti-Gehalt %Ti, der V-Gehalt %V und der N-Gehalt %N des Edelbaustahls jeweils folgende Bedingung erfüllen:

$$\%Al/27 + \%Nb/45 + \%Ti/48 + \%V/25 > \%N/3,75$$

[0021] Zu den herstellungsbedingt unvermeidbaren Verunreinigungen gehören alle Elemente, die in Bezug auf die hier interessierenden Eigenschaften legierungstechnisch unwirksamen Mengen vorhanden sind und aufgrund der jeweils gewählten Erschmelzungsrouten oder das jeweils gewählte Ausgangsmaterial (Schrott) in den Stahl gelangen. Insbesondere gehören zu den unvermeidbaren Verunreinigungen auch Gehalte an P von bis zu 0,0035 Gew.-%.

[0022] Ein erfindungsgemäßer Stahl und die daraus hergestellten Schmiedebauteile zeichnen sich selbst dann durch eine besonders gleichmäßige Eigenschaftsverteilung aus, wenn aufgrund wechselnder Bauteilabmessungen bei der Abkühlung aus der Schmiedehitze über das Schmiedeteilvolumen betrachtet lokal stark unterschiedliche Abkühlbedingungen herrschen. Diese Unempfindlichkeit gegen die Abkühlbedingungen wird dadurch erreicht, dass der erfindungsgemäße Edelbaustahl ein homogenes, weitestgehend ausschließlich bainitisches Gefüge mit geringer Varianz der Härte besitzt. Dieser homogene Gefügestand beinhaltet gleichzeitig geringe Eigenspannungen, was sich positiv auf das Verzugverhalten auswirkt.

[0023] Dementsprechend ist erfindungsgemäßer Stahl insbesondere zur Herstellung von geschmiedeten Bauteilen geeignet, bei denen Abschnitte mit stark unterschiedlichen Volumina und Durchmesser aneinander stoßen. Beispiele für solche Schmiedestücke, für deren schmiedetechnische Herstellung sich der erfindungsgemäße Stahl besonders eignet, sind Kurbelwellen, Pleuel und desgleichen, die insbesondere für Verbrennungsmotoren bestimmt sind.

[0024] Des Weiteren können aus erfindungsgemäßigem Stahl Teile im Bereich des Fahrwerks und der Radaufhängung mit stark unterschiedlichen Querschnitten ohne große anschließende Nachbearbeitung durch Schleifen unter Einhaltung der vorgegebenen Festigkeitseigenschaften prozesssicher hergestellt werden.

[0025] Wie anhand des als Fig. 1 beigefügten ZTU-Schaubilds eines erfindungsgemäßen Stahls nachvollziehbar, bedeutet dies aus werkstofftechnischer Sicht, dass bei einem erfindungsgemäßen Edelbaustahl ein besonders weites Fenster zur Bainitisierung genutzt werden kann, wenn der erfindungsgemäße Edelbaustahl aus der Schmiedehitze kontinuierlich abgekühlt wird. Die Legierung des erfindungsgemäßen Edelbaustahls ist dabei so gewählt, dass im Zuge der Abkühlung keine seine Eigenschaften beeinflussenden Mengen an Martensit oder Ferrit bzw. Perlit im Gefüge entstehen. Erfindungsgemäßer Edelbaustahl zeichnet sich somit dadurch aus, dass er ein vorwiegend, d.h. zu mindestens 80 Vol.-% bainitisches Gefüge besitzt, wobei der Gehalt an nicht bainitischen Gefügebestandteilen in erfindungsgemäßen Stählen typischerweise so stark minimiert ist, dass der erfindungsgemäße Stahl ein im technischen Sinne vollständig bainitisches Gefüge besitzt.

[0026] Hierbei stellt sich beim erfindungsgemäßen Edelbaustahl weitestgehend unabhängig von der Abkühlgeschwindigkeit im Bainit eine nahezu konstante Härte ein. Die konstante Härte ist eine Folge der nahezu vollständigen Umwandlung des ehemaligen Austenits in Bainit, bevorzugt in eine bainitische Umwandlungsstufe.

[0027] Durch die Begrenzung des C-Gehalts auf höchstens 0,25 Gew.-% wird einerseits erreicht, dass ein erfindungsgemäßer Edelbaustahl trotz seiner maximierten Festigkeit gute Dehnungs- und Zähigkeitseigenschaften besitzt. Der

geringe C-Gehalt trägt bei einem erfindungsgemäßen Stahl auch zur Beschleunigung der Bainitumwandlung bei, so dass die Entstehung von unerwünschten Gefügebestandteilen vermieden wird.

[0028] Gleichzeitig kann eine gewisse Menge an Kohlenstoff im erfindungsgemäßen Edelbaustahl aber auch zur Festigkeit beitragen. Hierzu können Gehalte von mindestens 0,09 Gew.-% C im Stahl vorgesehen werden. Eine optimierte Wirkung der Anwesenheit von C im erfindungsgemäßen Stahl kann somit dadurch erreicht werden, dass der C-Gehalt auf 0,09 - 0,25 Gew.-% eingestellt wird.

[0029] Der Si-Gehalt eines erfindungsgemäßen Stahls ist auf 1,5 Gew.-%, insbesondere 1 Gew.-% oder 0,75 Gew.-%, beschränkt, um die Bainitumwandlung möglichst früh ablaufen zu lassen. Um diesen Effekt besonders sicher zu erreichen, kann der Si-Gehalt auch auf höchstens 0,45 Gew.-% beschränkt werden.

[0030] Mo ist im erfindungsgemäßen Edelbaustahl in Gehalten von 0,6 - 3,0 Gew.-% vorhanden, um die Umwandlung des Gefüges in Ferrit oder Perlit zu verzögern. Diese Wirkung tritt insbesondere dann ein, wenn mindestens 0,7 Gew.-%, insbesondere mehr als 0,70 Gew.-% Mo, im Stahl vorhanden sind. Bei Gehalten von mehr als 3,0 Gew.-% tritt im erfindungsgemäßen Stahl keine wirtschaftlich vertretbare weitere Steigerung der positiven Wirkung von Mo mehr ein. Außerdem besteht oberhalb 3,0 Gew.-% Mo die Gefahr der Bildung einer molybdänreichen Karbidphase, welche die Zähigkeitseigenschaften negativ beeinflussen kann. Optimale Wirkungen von Mo im erfindungsgemäßen Stahl können erwartet werden, wenn der Mo-Gehalt mindestens 0,7 Gew.-% beträgt. Als besonders effektiv haben sich dabei Mo-Gehalte von höchstens 2,0 Gew.-% erwiesen.

[0031] Mangan ist in Gehalten von 0,20 - 2,00 Gew.-% im erfindungsgemäßen Stahl vorhanden, um die Zugfestigkeit und Streckgrenze einzustellen. Ein Mindestgehalt von 0,20 Gew.-% Mn ist erforderlich, damit es zu einer Festigkeitssteigerung kommt. Soll dieser Effekt besonders sicher erreicht werden, so kann ein Mn-Gehalt von mindestens 0,35 Gew.-% vorgesehen werden. Zu hohe Mn-Gehalte führen zur Verzögerung der Bainitumwandlung und damit zu einer überwiegend martensitischen Umwandlung. Daher ist der Mn-Gehalt auf höchstens 2,00 Gew.-%, insbesondere 1,5 Gew.-%, beschränkt. Negative Einflüsse der Anwesenheit von Mn lassen sich besonders sicher vermeiden, indem der Mn-Gehalt beim erfindungsgemäßen Stahl auf maximal 1,1 Gew.-% beschränkt wird.

[0032] Der Schwefelgehalt eines erfindungsgemäßen Stahls kann bis zu 0,4 Gew.-%, insbesondere max. 0,1 Gew.-% oder max. 0,05 Gew.-% betragen, um die Zerspanbarkeit des Stahls zu unterstützen.

[0033] Die legierungstechnische Feinjustierung in Bezug auf die mechanischen Eigenschaften und die Gefügebeschaffenheit eines erfindungsgemäßen Edelbaustahls erfolgt nach dem erfindungsgemäßen Legierungskonzept über eine kombinierte Mikrolegierung aus den Elementen Bor in Gehalten von 0,0005 - 0,0025 Gew.-%, Stickstoff in Gehalten von 0,004 - 0,020 Gew.-%, insbesondere mindestens 0,006 Gew.-% N oder bis zu 0,0150 Gew.-% N, Aluminium in Gehalten von 0,001 - 0,035 Gew.-% sowie Niob in Gehalten von bis zu 0,015 Gew.-%, Titan in Gehalten von bis 0,01 Gew.-% und Vanadium in Gehalten von bis zu 0,10 Gew.-%.

[0034] Die Gehalte %Al, %Nb, %Ti, %V und %N an Al, Nb, Ti, V und N sind dabei über die Bedingung

$$\%Al/27 + \%Nb/45 + \%Ti/48 + \%V/25 > \%N/3,75$$

miteinander so verknüpft, dass der im Edelbaustahl enthaltene Stickstoff über die jeweils vorhandenen Gehalte an Al sowie die erforderlichenfalls zusätzlich zugegebenen Gehalte an Nb, Ti und V vollständig abgebunden ist und Bor somit umwandlungsverzögernd wirken kann. Gleichzeitig tragen die erfindungsgemäß vorgesehenen und aufeinander sowie den N-Gehalt abgestimmten Gehalte an Mikroelementen zur Erhöhung der Feinkornstabilität und Festigkeit bei.

[0035] Die erfindungsgemäße Abbindung von N ermöglicht darüber hinaus, dass Bor als gelöstes Element in der Matrix wirksam wird und die Bildung von Ferrit und oder Perlit unterdrückt.

[0036] Um die Vorteile der Anwesenheit der Mikrolegierungselemente und von Aluminium sicher zu nutzen, kann es zweckmäßig sein, den Al-Gehalt auf mindestens 0,004 Gew.-%, den Ti-Gehalt auf mindestens 0,001 Gew.-%, den V-Gehalt auf mindestens 0,02 Gew.-% oder den Nb-Gehalt auf mindestens 0,003 Gew.-% einzustellen. Dabei können die Mikrolegierungselemente V, Ti, Nb einerseits und Al andererseits jeweils in Kombination mit einem oder mehreren Elementen der Gruppe "Al, V, Ti, Nb" oder alleine in oberhalb der genannten Mindestgehalte liegenden Mengen vorhanden sein.

[0037] Bei Gehalten von bis zu 0,008 Gew.-% Ti, von bis zu 0,01 Gew.-% Nb, von bis zu 0,075 Gew.-% V oder von bis zu 0,020 Gew.-% Al lassen sich die Wirkungen dieser Elemente im erfindungsgemäßen Baustahl besonders wirksam nutzen. Gleichzeitig führen die gebildeten Nitride bzw. Karbonitride zu einem Anstieg der Festigkeit und tragen zur Feinkornstabilität bei. Auch hier können die genannten Obergrenzen der Gehalte an Ti, Nb, V oder Al jeweils alleine oder in Kombination miteinander eingehalten werden, um die jeweils optimale Wirkung des betreffenden Legierungselements zu erzielen.

[0038] Optional vorhandene Gehalte an Cr von bis zu 4,00 Gew.-%, insbesondere bis zu 3 Gew.-% oder bis zu 2,5 Gew.-%, tragen zur Härtebarkeit und Korrosionsbeständigkeit des erfindungsgemäßen Stahls bei. Hierzu können beispielsweise mindestens 0,5 Gew.-% oder mindestens 0,8 Gew.-% Cr vorgesehen sein.

[0039] Ebenso optional vorhandene Gehalte an Ni von bis zu 1,5 Gew.-% können ebenfalls zur Härtebarkeit des Stahls

beitragen.

[0040] Zu den über das Ausgangsmaterial in den erfindungsgemäßen Stahl gelangenden oder gezielt zugegebenen Legierungselementen gehört auch Cu, dessen Gehalt zur Vermeidung von negativen Einflüssen im erfindungsgemäßen Stahl auf max. 2,0 Gew.-% begrenzt ist. Eine positive Wirkung der optionalen Anwesenheit von Kupfer in der Legierung eines erfindungsgemäßen Baustahls besteht in der Ausbildung von feinsten Restaustenitfilmen und der damit einhergehenden deutlichen Anhebung des Zähigkeitsniveaus. Dieser Effekt kann dadurch erzielt werden, dass mindestens 0,3 Gew.-% Cu, insbesondere mehr als 0,3 Gew.-% Cu, im erfindungsgemäßen Baustahl vorhanden sind. Indem der Cu-Gehalt auf höchstens 0,9 Gew.-% beschränkt wird, kann eine optimierte positive Wirkung des Kupfergehalts erzielt werden.

[0041] Wird erfindungsgemäßer Stahl auf für eine Warmumformung typische Wärmetemperaturen von mindestens 100 °C oberhalb der jeweiligen Ac3-Temperatur liegende, insbesondere mehr als 900 °C betragende Wärmetemperatur für die Warmverformung erwärmt, dann warmverformt und schließlich geregelt oder ungeregelt an ruhender oder bewegter Luft auf eine Temperatur von weniger als 200 °C, insbesondere auf Raumtemperatur, abgekühlt, so stellt sich bei einer extrem weiten Spanne der Abkühlgeschwindigkeit nach der Umwandlung ein gleichmäßig bainitisches Gefüge ein. Die Ac3-Temperatur des Stahls kann in an sich bekannter Weise auf Grundlage seiner jeweiligen Zusammensetzung bestimmt werden. Die Obergrenze des Bereichs der Wärmetemperatur beträgt typischerweise 1300 °C, insbesondere 1250 °C oder 1200 °C.

[0042] Als Maß für die Spanne der Abkühlgeschwindigkeiten kann hier die t_{8/5}-Zeit herangezogen werden, also die Zeit, innerhalb der das jeweils warmgeformte Teil von 800 °C auf 500 °C abkühlt. Diese t_{8/5}-Zeit soll bei der Abkühlung von aus erfindungsgemäßigem Stahl hergestellten Bauteilen bei 10 - 1000 s liegen.

[0043] Die jeweils konkret gewählte Abkühlzeit sollte in Abhängigkeit von der jeweiligen Wärmetemperatur gewählt werden. Der Einfluss der Wärmetemperatur kann anhand des als Fig. 2 beigefügten ZTU-Schaubilds nachvollzogen werden, in dem für die Wärmetemperaturen 900 °C (durchgezogene Linie), 1100 °C (gestrichelte Linie) und 1300 °C (punktierte Linie) die jeweilige Lage des jeweiligen Bainitgebiets über der Abkühlzeit dargestellt ist. Demnach sollten bei niedrigen Wärmetemperaturen von 900 °C kürzere t_{8/5}-Zeiten gewählt werden, um das gewünschte Bainitgefüge zu erreichen, wogegen bei höheren Wärmetemperaturen die Abkühlung langsamer erfolgen kann. Eine hohe Sicherheit, dass bei der Abkühlung von erfindungsgemäßigem Stahl das Bainitgebiet unabhängig von der jeweiligen Wärmetemperatur getroffen wird, besteht für erfindungsgemäße Stähle bei im Bereich von 900 - 1300 °C liegenden Wärmetemperaturen demnach dann, wenn die t_{8/5} Zeit 100 - 800 s beträgt.

[0044] Das erfindungsgemäße Legierungskonzept lässt somit hohe Warmformtemperaturen von mehr als 1150 °C zu, wodurch sich die Umformkräfte bei der Warmformgebung vermindern lassen, ohne dass ein unerwünschtes Kornwachstum eintritt.

[0045] Das erfindungsgemäße Verfahren zur Herstellung von Schmiedestücken mit einer Streckgrenze von mindestens 750 MPa und einer Zugfestigkeit von mindestens 950 MPa sowie einem zu mindestens 80 Vol.-% bainitischem Gefüge, das in Summe bis zu 20 Vol.-% Restaustenit, Ferrit, Perlit oder Martensit enthalten kann, umfasst dementsprechend folgende Arbeitsschritte:

a) Bereitstellen eines Schmiedehalbzeugs, das aus einem in der voranstehend erläuterten Weise erfindungsgemäß zusammengesetzten Edelbaustahl besteht;

b) Erwärmen des Schmiedehalbzeugs auf eine Schmiedetemperatur von mindestens 100 °C über der Ac3-Temperatur des jeweiligen Edelbaustahls, wobei die Ac3-Temperatur in konventioneller Weise in Abhängigkeit von der jeweiligen Zusammensetzung des Edelbaustahls bestimmt wird;

c) Schmieden des auf die Schmiedetemperatur erwärmten Schmiedehalbzeugs zu dem Schmiedestück;

d) Abkühlen des Schmiedestücks aus der Schmiedehitze auf eine unterhalb von 500 °C liegende Temperatur, wobei die t_{8/5}-Zeit bei der Abkühlung 10 - 1000 s beträgt.

[0046] Zur Verminderung der Umformkräfte kann es sich auch im Zuge des erfindungsgemäßen Verfahrens im Hinblick auf eine Minimierung der erforderlichen Schmiedekräfte als vorteilhaft erweisen, wenn das jeweils den Ausgangspunkt der Schmiedeverformung bildende Halbzeug für das Schmieden auf eine Schmiedetemperatur von mehr als 1150 °C erwärmt wird.

[0047] Eine weitere Einstellung der mechanischen Eigenschaften, insbesondere die Festigkeit und Zähigkeit, der aus erfindungsgemäßigem Stahl warmgeformten, insbesondere geschmiedeten Bauteile kann mittels einer Anlassbehandlung erfolgen, bei der das jeweilige Teil über eine Anlassdauer von 0,5 - 2 h im Temperaturintervall von 180 - 375 °C gehalten wird.

[0048] In der Praxis lassen sich beim erfindungsgemäßen Stahl zuverlässig Zugfestigkeiten von mindestens 950 MPa,

eine Streckgrenze von mindestens 750 MPa, und eine Bruchdehnung A von mindestens 15 %, wobei sich in der Praxis zeigt, dass regelmäßig sogar noch höhere Dehnwerte A von mindestens 17 % erreicht werden. Diese Eigenschaftkombination bei aus erfindungsgemäßigem Stahl bestehenden Schmiedestücken insbesondere dann vor, wenn sie in der erfindungsgemäßen Weise erzeugt worden sind.

[0049] Nachfolgend wird die Erfindung anhand von Ausführungsbeispielen näher erläutert.

[0050] Es wurden erfindungsgemäße Stahlschmelzen E1 - E6 und eine Vergleichsschmelze V1 mit den in Tabelle 1 angegebenen Zusammensetzungen erschmolzen und zu Halbzeugen vergossen, bei denen es sich um Blöcke handelte, wie sie üblicherweise für die schmiedetechnische Weiterverarbeitung zur Verfügung gestellt werden.

[0051] Die Halbzeuge sind für eine Schmiedeverformung auf eine Wärmtemperatur T_w durcherwärmt, anschließend in konventioneller Weise durch Gesenkschmieden zu Schmiedestücken warmumgeformt und dann an Luft auf Raumtemperatur abgekühlt worden. Bei einigen der erhaltenen Schmiedeteile ist anschließend eine Anlassbehandlung durchgeführt worden.

[0052] In Tabelle 2 sind die bei den Beispielen angewendeten Wärmtemperaturen T_w , die jeweils für den Durchlauf des kritischen Temperaturbereichs von 800 - 500 °C benötigte $t_{8/5}$ -Zeit, die Temperatur und Dauer der Anlassbehandlung, sofern eine solche durchgeführt worden ist, sowie der Bainitanteil im Gefüge, die Zugfestigkeit R_m , die Streckgrenze R_e , die Dehnung A und die Kerbschlagarbeit W des nach dem Schmieden erhaltenen Schmiedestücks angegeben.

[0053] Die Beispiele zeigen, dass sich bei Einhaltung der erfindungsgemäßen Vorgaben Schmiedestücke herstellen lassen, die es erlauben, die bei ihrer Erzeugung eingestellten Betriebsparameter über eine große Bandbreite zu variieren und dabei zuverlässig warmgeformte Bauteile mit optimierten mechanischen Eigenschaften zu erhalten.

Tabelle 1

Stahl	C	Si	Mn	Cr	Mo	N	S	Al	B	Nb	Ti	V	Ni	Cu	P	(1)	(2)	(1)>(2)
E1	0,13	0,4	0,55	2,37	1,04	0,0069	0,003	0,015	0,0012	0,003	0,002	0,03	0,24	0,19	0,019	0,006864	0,00184	JA
E2	0,17	0,25	0,72	2,05	0,71	0,0100	0,005	0,020	0,0012	0,021	0,001	0,10	0,24	0,23	0,021	0,005228	0,002667	JA
E3	0,17	0,24	0,90	1,72	0,74	0,0082	0,003	0,031	0,0008	0,007	0,001	0,03	0,22	0,62	0,017	0,002525	0,002187	JA
E4	0,23	0,27	0,43	1,23	0,77	0,0076	0,034	0,017	0,0013	0,003	0,001	0,04	0,17	0,21	0,017	0,002317	0,002027	JA
E5	0,16	0,73	1,49	0,94	0,78	0,0077	0,004	0,027	0,0013	0,003	0,001	0,06	0,21	0,17	0,016	0,003488	0,002050	JA
E6	0,19	0,67	0,89	1,47	0,79	0,0092	0,005	0,035	0,0012	0,003	0,001	0,03	0,22	0,13	0,020	0,002584	0,002453	JA
V1	0,24	0,10	1,50	2,00	0,03	0,0100	0,002	0,023	-	0,020	0,015	0,02	0,40	0,50	0,018	0,002409	0,002667	NEIN
Angaben in Gew.-%, Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen																		
(1): %Al/27 + %Nb/45 + %Ti/48 + %V/25																		
(2): %N/3,75																		

EP 3 168 312 A1

Tabelle 2

Stahl	Tw	t8/5	Anlassbehandlung	Bainitanteil im Gefüge	Rm	Re	A	Erfindungsgemäß?
	[°C]	[s]	[°C],[h]	[Vol.-%]	[MPa]	[MPa]	[%]	
E1	1050	320	ohne	>97 %	965	763	22	JA
E2	1080	580	ohne	>97 %	1225	972	17	JA
E3	1080	640	ohne	>97 %	1174	840	25	JA
E4	1150	500	300 °C, 1,5 h	>97 %	1192	1034	24	JA
E5	950	100	ohne	>97 %	1353	1112	24	JA
E6	950	200	ohne	>97 %	1367	1167	22	JA
V1	1075	500	ohne	75 % (Rest MS)	1352	897	8	NEIN

Patentansprüche

1. Edelbaustahl mit einer Streckgrenze von mindestens 750 MPa, einer Zugfestigkeit von mindestens 950 MPa und einem Gefüge, das zu mindestens 80 Vol.-% aus Bainit besteht und in Summe höchstens 20 Vol.-% an Restaustenit, Ferrit, Perlit und/oder Martensit aufweist, wobei der Stahl aus (in Gew.-%)

C: 0 - 0,25 %,
 Si: 0 - 1,5 %,
 Mn: 0,20 - 2,00 %,
 Cr: 0 - 4,00 %,
 Mo: 0,6 - 3,0 %,
 N: 0,004 - 0,020 %,
 S: 0 - 0,40 %,
 Al: 0,001 - 0,035 %,
 B: 0,0005 - 0,0025 %,
 Nb: 0 - 0,015 %,
 Ti: 0 - 0,01 %,
 V: 0 - 0,10 %,
 Ni: 0 - 1,5 %,
 Cu: 0 - 2,0 %,

Rest Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen,
 besteht und
 der Al-Gehalt %Al, der Nb-Gehalt %Nb, der Ti-Gehalt %Ti, der V-Gehalt %V und der N-Gehalt %N des Edelbaustahls
 jeweils folgende Bedingung erfüllen:

$$\%Al/27 + \%Nb/45 + \%Ti/48 + \%V/25 > \%N/3,75$$

2. Edelbaustahl nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein C-Gehalt mindestens 0,09 Gew.-% beträgt.
3. Edelbaustahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein Al-Gehalt mindestens 0,004 Gew.-% beträgt.
4. Edelbaustahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein Al-Gehalt höchstens 0,020 Gew.-% beträgt.
5. Edelbaustahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein Nb-Gehalt mindestens 0,003 Gew.-% beträgt.

EP 3 168 312 A1

6. Edelbaustahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein Nb-Gehalt höchstens 0,01 Gew.-% beträgt.
- 5 7. Edelbaustahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein Ti-Gehalt mindestens 0,001 Gew.-% beträgt.
8. Edelbaustahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein Ti-Gehalt höchstens 0,008 Gew.-% beträgt.
- 10 9. Edelbaustahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein V-Gehalt mindestens 0,02 Gew.-% beträgt.
10. Edelbaustahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** sein V-Gehalt höchstens 0,075 Gew.-% beträgt.
- 15 11. Edelbaustahl nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** seine Bruchdehnung A mindestens 10 % beträgt.
12. Schmiedestück bestehend aus einem gemäß einem der voranstehenden Ansprüche beschaffenen Stahl.
- 20 13. Verfahren zum Herstellen eines Schmiedestücks mit einer Streckgrenze von mindestens 750 MPa und einer Zugfestigkeit von mindestens 950 MPa und einem zu mindestens 80 Vol.-% bainitischem Gefüge, wobei die verbleibenden maximal 20 Vol.-% sonstigen Gefügeanteile Restaustenit, Ferrit, Perlit oder Martensit sein können, umfassend folgende Arbeitsschritte:
- 25 a) Bereitstellen eines Schmiedehalbzeugs, das aus einem gemäß einem der Ansprüche 1 - 10 zusammengesetzten Edelbaustahl besteht;
- b) Erwärmen des Schmiedehalbzeugs auf eine Schmiedetemperatur von mindestens 100 °C oberhalb der Ac3-Temperatur des Edelbaustahls;
- 30 c) Schmieden des auf die Schmiedetemperatur erwärmten Schmiedehalbzeugs zu dem Schmiedestück;
- d) Abkühlen des Schmiedestücks aus der Schmiedehitze auf eine unterhalb von 200 °C liegende Temperatur, wobei die t_{8/5}-Zeit bei der Abkühlung 10 - 1000 s beträgt.
14. Verfahren nach Anspruch 12, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Schmiedetemperatur mehr als 1150 °C beträgt.
- 35 15. Verfahren nach einem der Ansprüche 12 oder 13, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Schmiedestück nach der Abkühlung eine Anlassbehandlung durchläuft, bei der es über eine Anlassedauer von 0,5 - 2 h bei einer 180 - 375 °C betragenden Anlassstemperatur gehalten wird.
- 40
- 45
- 50
- 55

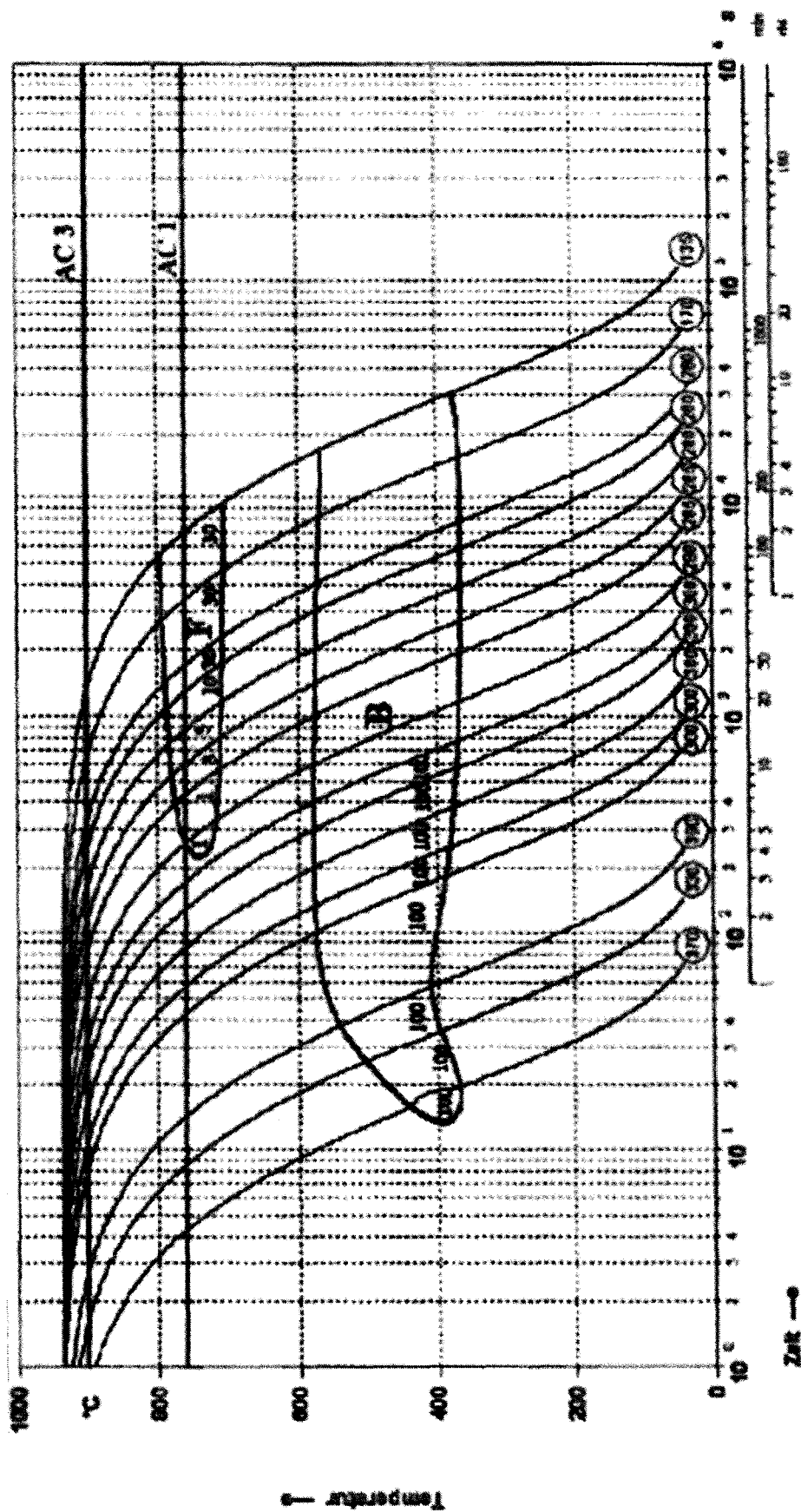


Fig. 1

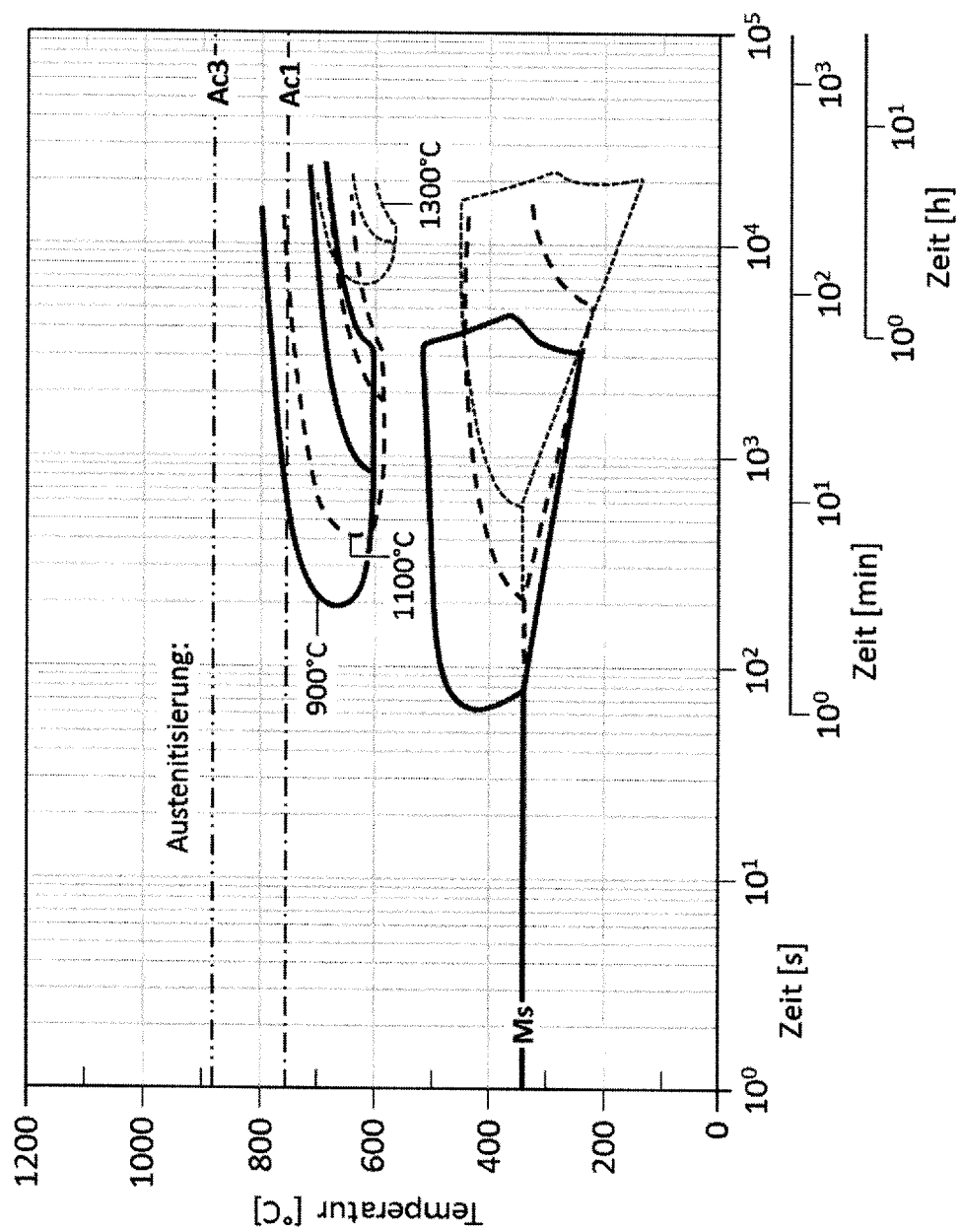


Fig. 2



EUROPÄISCHER RECHERCHENBERICHT

 Nummer der Anmeldung
 EP 15 19 4741

5

10

15

20

25

30

35

40

45

50

55

1

EPO FORM 1503 03.82 (P04C03)

EINSCHLÄGIGE DOKUMENTE			
Kategorie	Kennzeichnung des Dokuments mit Angabe, soweit erforderlich, der maßgeblichen Teile	Betrifft Anspruch	KLASSIFIKATION DER ANMELDUNG (IPC)
X,D	DE 697 28 076 T2 (ASCOMETAL SA [FR]) 5. August 2004 (2004-08-05)	13-15	INV. C21D1/02 C21D1/20 C22C38/00 C22C38/02 C22C38/04 C22C38/12 C22C38/18 C22C38/22 C22C38/38
A	* Absätze [0019], [0023], [0027], [0031], [0033]; Ansprüche 1-13 *	1-12	
X,D	EP 1 408 131 A1 (PEDDINGHAUS CARL DAN GMBH [DE]) 14. April 2004 (2004-04-14)	13-15	
A	* Ansprüche 1-7; Beispiele 1,2 *	1-12	
X	US 2014/283954 A1 (BURRIS KENNETH W [US] ET AL) 25. September 2014 (2014-09-25)	13-15	
A	* Ansprüche 1-21 *	1-12	
A	EP 1 780 293 A2 (SAARSTAHL AG [DE]) 2. Mai 2007 (2007-05-02)	1-15	
	* Ansprüche 1-9 *		
			RECHERCHIERTE SACHGEBIETE (IPC)
			C21D C22C
Der vorliegende Recherchenbericht wurde für alle Patentansprüche erstellt			
Recherchenort Den Haag		Abschlußdatum der Recherche 4. Mai 2016	Prüfer Chalaftiris, Georgios
KATEGORIE DER GENANNTEN DOKUMENTE X : von besonderer Bedeutung allein betrachtet Y : von besonderer Bedeutung in Verbindung mit einer anderen Veröffentlichung derselben Kategorie A : technologischer Hintergrund O : mündliche Offenbarung P : Zwischenliteratur		T : der Erfindung zugrunde liegende Theorien oder Grundsätze E : älteres Patentdokument, das jedoch erst am oder nach dem Anmeldedatum veröffentlicht worden ist D : in der Anmeldung angeführtes Dokument L : aus anderen Gründen angeführtes Dokument & : Mitglied der gleichen Patentfamilie, übereinstimmendes Dokument	

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

EP 15 19 4741

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

04-05-2016

Im Recherchenbericht angeführtes Patentdokument	Datum der Veröffentlichung	Mitglied(er) der Patentfamilie	Datum der Veröffentlichung
DE 69728076 T2	05-08-2004	AR 005719 A1	14-07-1999
		AT 262047 T	15-04-2004
		BR 9700917 A	01-09-1998
		CA 2196029 A1	09-08-1997
		CZ 9700378 A3	13-08-1997
		DE 69728076 D1	22-04-2004
		DE 69728076 T2	05-08-2004
		DK 0787812 T3	26-07-2004
		EP 0787812 A1	06-08-1997
		ES 2217374 T3	01-11-2004
		FR 2744733 A1	14-08-1997
		HU 9700269 A2	28-04-1998
		JP 3915043 B2	16-05-2007
		JP H09209086 A	12-08-1997
		NO 970548 A	11-08-1997
		PL 318366 A1	18-08-1997
		PT 787812 E	30-09-2004
		SI 9700025 A	31-10-1997
		US 5820706 A	13-10-1998

EP 1408131 A1	14-04-2004	AT 391795 T	15-04-2008
		AU 2003267053 A1	23-04-2004
		BR 0314708 A	26-07-2005
		CN 1685074 A	19-10-2005
		DK 1546426 T3	16-06-2008
		EP 1408131 A1	14-04-2004
		EP 1546426 A1	29-06-2005
		ES 2302935 T3	01-08-2008
		JP 2006500474 A	05-01-2006
		MX PA05003228 A	12-09-2005
		SI 1546426 T1	31-10-2008
		US 2006102257 A1	18-05-2006
		WO 2004031428 A1	15-04-2004

US 2014283954 A1	25-09-2014	CN 105143473 A	09-12-2015
		EP 2976436 A1	27-01-2016
		KR 20150133759 A	30-11-2015
		US 2014283954 A1	25-09-2014
		WO 2014153491 A1	25-09-2014

EP 1780293 A2	02-05-2007	DE 102005052069 A1	03-05-2007
		EP 1780293 A2	02-05-2007
		ES 2439900 T3	27-01-2014

EPO FORM P0461

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

IN DER BESCHREIBUNG AUFGEFÜHRTE DOKUMENTE

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

In der Beschreibung aufgeführte Patentdokumente

- EP 1546426 B1 [0007]
- DE 69728076 T2 [0009]
- EP 0787812 B1 [0009]

In der Beschreibung aufgeführte Nicht-Patentliteratur

- **CHRISTOPH KEUL et al.** Entwicklung eines hochfesten duktilen bainitischen (HDB) Stahls für hochbeanspruchte Schmiedebauteile. *Schmiede-Journal*, September 2010 [0006]