



(12) **EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG**

(43) Veröffentlichungstag:
08.01.2020 Patentblatt 2020/02

(51) Int Cl.:
C21D 9/32 (2006.01)

(21) Anmeldenummer: **18182024.2**

(22) Anmeldetag: **05.07.2018**

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

(71) Anmelder: **Deutsche Edelstahlwerke Specialty Steel GmbH & Co. KG**
58452 Witten (DE)

(72) Erfinder:
• **van Soest, Frank**
47918 Tönisvorst (DE)
• **Dr. Krull, Hans-Günter**
47506 Neukirchen-Vluyn (DE)

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

(54) **VERWENDUNG EINES STAHLS ZUR HERSTELLUNG EINES STAHLBAUTEILS, NÄMLICH EINES ZAHNRADS, EINER WELLE, EINER ACHSE ODER EINES WERKZEUGHALTERS MIT EINER THERMOCHEMISCH GEHÄRTETEN RANDSCHICHT UND DERARTIGES STAHLBAUTEIL MIT THERMOCHEMISCH GEHÄRTETER RANDSCHICHT**

(57) Die Erfindung betrifft die Verwendung eines Stahls zur Herstellung eines Stahlbauteils, nämlich einem Zahnrad, einer Welle, einer Achse oder einem Werkzeughalter, mit einer thermochemisch gehärteten Randschicht, wobei das Stahlbauteil in seinem Kernbereich ein zu mindestens 80 Vol.-% aus Bainit bestehendes Gefüge aufweist und der verwendete Stahl aus (in Gew.-%) C: 0,1 - 0,30 %, Si: 0 - 0,80 %, Mn: 0,20 - 2,00 %, Cr: 0 - 4,00 %, Mo: 0,5 - 1,80 %, N: 0,004 - 0,020 %, S: 0 - 0,40 %, Al: 0,004 - 0,020 %, B: 0 - 0,0025 %, Nb:

0 - 0,20 %, Ti: 0 - 0,02 %, V: 0 - 0,40 %, Ni: 0 - 0,5 %, Cu: 0 - 0,3 %, Co: 0 - 1,5 %, Rest Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen besteht, wobei für den Al-Gehalt %Al, den Nb-Gehalt %Nb, den Ti-Gehalt %Ti, den V-Gehalt %V und den N-Gehalt %N des Stahls folgende Bedingung gilt: $\%Al/27 + \%Nb/45 + \%Ti/48 + \%V/25 > \%N/3,5$.

Die Erfindung betrifft auch ein verwendungsgemäß beschaffenes Stahlbauteil.

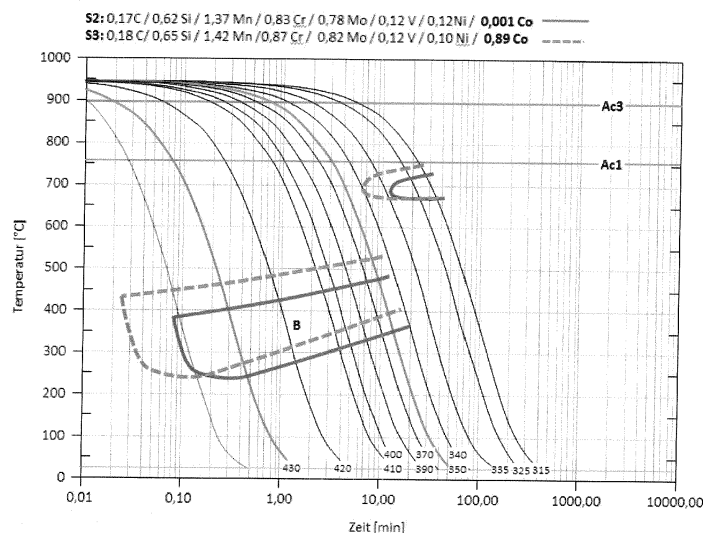


FIG. 1

Beschreibung

[0001] Die Erfindung betrifft die Verwendung eines Stahls zur Herstellung eines Stahlbauteils, bei dem es sich um ein Zahnrad, eine Welle, eine Achse oder einen Werkzeughalter handelt und das eine thermochemisch gehärtete Randschicht aufweist, sowie ein derartiges Stahlbauteil, das eine durch eine thermochemische Diffusionsbehandlung erzeugte Randschicht besitzt.

[0002] Wenn nachfolgend "%" -Angaben zu Legierungen oder Stahlzusammensetzungen gemacht werden, so beziehen diese sich jeweils auf das Gewicht, soweit nichts ausdrücklich anderes angegeben ist.

[0003] Sämtliche der im vorliegenden Text angegebenen mechanischen Eigenschaften des erfindungsgemäß zu verwendenden Stahls und der gegebenenfalls zum Vergleich angeführten Stähle sind, soweit nicht anders angegeben, nach DIN EN ISO 6892-1 bestimmt worden.

[0004] Bei den hier betrachteten Stahlbauteilen handelt es sich typischerweise um Bauelemente, die in der Praxis mit anderen Bauteilen in einer Abwälz- oder Abrollbewegung in metallischem Kontakt kommen und daher im Bereich ihrer Kontaktfläche hohen mechanischen Belastungen ausgesetzt sind. Typische Beispiele für solche Bauteile sind Zahnräder, Wellen oder Achsen. Zu vergleichbaren Belastungen kann es bei Haltern von Werkzeugen, beispielsweise Schneidwerkzeugen und desgleichen, im Bereich der Anlageflächen zwischen dem Halter und dem jeweiligen Werkzeug kommen.

[0005] Dabei besteht die besondere Herausforderung, dass solche Stahlbauteile in der Regel komplex geformt sind und nur durch aufwändige spanabhebende Bearbeitung gefertigt werden können. Eine solche spanabhebende Bearbeitung lässt sich dann besonders wirtschaftlich durchführen, wenn die Bauteile aus Stählen mit niedrigen Kohlenstoffgehalten bestehen, also eine geringe Härte besitzen. Gleichzeitig erweist sich eine vergleichbar geringe Härte und damit einhergehend hohe Zähigkeit des Stahls, aus denen solche Bauteile bestehen, im Hinblick auf deren Dauerfestigkeit insbesondere unter Betriebsbedingungen als günstig, in denen die vom jeweiligen Bauteil aufzunehmenden Belastungen dynamisch auftreten.

[0006] Beispielsweise für die Zahnradfertigung werden heute typischerweise Einsatzstähle verwendet, zu denen exemplarisch die Stähle mit der 16MnCr5 / 16MnCrS5 (Werkstoffnummern 1.7131 / 1.7139) und 18CrNiMo7-6 (Werkstoffnummer 1.6587) zu nennen sind.

[0007] Werkzeughalter, wie beispielsweise Halter für pulvermetallurgisch erzeugte Schneidkörper, werden häufig aus relativ teuren Werkzeugstählen, wie Stählen mit den Werkstoffnummern 1.2311, 1.2312, 1.2738, 1.2343 oder 1.2343, hergestellt.

[0008] Es sind verschiedene Wärmebehandlungsverfahren bekannt, mit denen sich die Lebensdauer von aus solchen von Haus aus vergleichbar weichen Stählen gefertigten Werkstücken und Werkzeugen verbessern lassen. Diese Verfahren basieren darauf, dass in einer Randschicht, die die im Gebrauch belastete Kontaktfläche trägt, eine höhere Härte erzeugt wird, als im die betreffende Randschicht tragenden Kernbereich des Bauteils, in dem auch nach der Wärmebehandlung weiterhin eine hohe Zähigkeit vorliegt.

[0009] Wie in den Merkblättern 452 "Einsatzhärten", Ausgabe 2008, und 477 "Wärmebehandlung von Stahl - Nitrieren und Nitrocarburieren", Ausgabe 2005, beide herausgegeben vom Stahl-Informations-Zentrum, Postfach 10 48 42, 40039 Düsseldorf, Deutschland, und unter URL <http://www.stahl-online.de/index.php/service/publikationen/stahlanwendung-merkblaetter/> zum Download bereitgestellt, im Einzelnen erläutert, arbeiten die auf die Ausbildung einer gehärteten Randschichtzone an Stahlbauteilen ausgerichteten Wärmebehandlungsverfahren ohne und mit chemischer Veränderung der Randschicht. Die auf einer chemischen Veränderung beruhenden Verfahren, bei denen die Aufhärtung der Bauteilrandschicht durch thermochemische Diffusionsvorgänge bewirkt wird, unterscheiden sich zudem noch einmal dadurch, ob nach der Wärmebehandlung eine zusätzliche Wärmebehandlung (Härten) durchgeführt wird, oder nicht.

[0010] Zu den gängigen Verfahren, mit denen sich insbesondere Zahnräder und im Gebrauch vergleichbar belastete Bauteile mit einer gehärteten Randschicht versehen lassen, gehören das Einsatzhärten (s. Merkblatt 452), bei dem zunächst die Randschicht des Stahlbauteils eine Carburierungs- bzw. Carbonitrierungsbehandlung eine Erhöhung des Kohlenstoffgehalts und anschließend das Bauteil ein Härten durchläuft, um in der gehärteten Randschicht eine maximale Härte zu erzielen, und das Nitrieren bzw. Nitrocarburieren (s. Merkblatt 477), bei dem die Härtezunahme der Randschicht wesentlich durch eindiffundierten Stickstoff erzielt wird, wobei eine zusätzliche Härteerhöhung durch in Kombination mit dem Stickstoff eindiffundierten Kohlenstoff erzielt werden kann.

[0011] Vor dem Hintergrund des voranstehend erläuterten Standes der Technik bestand die Aufgabe der Erfindung darin, einen Stahl zu nennen, dessen Verwendung eine optimale Eigenschaftskombination insbesondere bei solchen durch eine thermochemische Diffusionsbehandlung randschichtgehärteten Stahlbauteilen ergibt, die im Gebrauch im wälzenden oder abrollenden Kontakt mit einem anderen Bauteil stehen.

[0012] Ebenso sollte ein randschichtgehärtetes Stahlbauteil genannt werden, das eine im Hinblick auf seine Dauerfestigkeit optimale Kombination aus Härte in seiner Randschicht und Zähigkeit in seinem die Randschicht tragenden Kernbereich besitzt.

[0013] Zur Herstellung von randschichtgehärteten Stahlbauteilen, die einen optimal zähen Kernbereich aufweisen

und sich gleichzeitig gut für eine Randschichthärtung durch ein thermochemisches Verfahren eignen, schlägt die Erfindung den gemäß Anspruch 1 zu verwendenden Stahl vor.

[0014] Ein die voranstehend genannte Aufgabe lösendes Stahlbauteil weist dementsprechend erfindungsgemäß die in Anspruch 8 angegebenen Merkmale auf.

[0015] Vorteilhafte Ausgestaltungen der Erfindung sind in den abhängigen Ansprüchen angegeben und werden nachfolgend wie der allgemeine Erfindungsgedanke im Einzelnen erläutert.

[0016] Der erfindungsgemäß zu verwendende Stahl eröffnet einen robusten und kostengünstigen Fertigungsweg für die Erzeugung von durch eine thermochemische Diffusionsbehandlung randschichtzuhärtenden Stahlbauteilen, wie Zahnräder, Achsen, Wellen oder Werkzeuge mit speziellen Anwendungsbedingungen. Dabei weisen die aus erfindungsgemäß verwendetem Stahl erzeugten Bauteile nach der jeweils für ihre thermochemische Randschichthärtung durchgeführten Wärmebehandlung eine höhere Zähigkeit in ihrem Kernbereich, auch "Matrix" genannt, auf, als dies bei heute üblicherweise zu diesem Zweck verwendeten Stählen der Fall ist.

[0017] Die Erfindung geht von der Erkenntnis aus, dass sich eine Modifikation eines ein bainitisches Gefüge bildenden Stahls, der grundsätzlich aus der Veröffentlichung EP 3 168 312 A1 einer Europäischen Patentanmeldung bereits für die schmiedetechnische Erzeugung von Bauteilen bekannt ist, in besonderem Maße auch als Werkstoff für die Herstellung von Stahlbauteilen mit einer thermochemisch gehärteten Randschicht eignet. So hat es sich überraschend gezeigt, dass das an sich für schmiedetechnische Anwendungen vorgesehene Legierungskonzept aufgrund der hohen Anlassbeständigkeit des bainitischen Gefüges des erfindungsgemäß zur Verwendung vorgeschlagenen Stahls auch erhebliche Vorteile bei der thermochemischen Randschichthärtung insbesondere im Hinblick auf die Zähigkeit des Stahlbauteils in seinem Kernbereich aufweist.

[0018] In dieser Hinsicht erweist es sich als besonders vorteilhaft, dass der aus der der Veröffentlichung der voranstehend genannten Europäischen Patentanmeldung an sich bekannte Stahl, wie in der EP 3 168 312 A1 ausführlich erläutert, im Zeit-Temperatur-Diagramm ("ZTU-Diagramm") ein breites Bainitfenster besitzt, also über einen großen Bereich von Abkühlgeschwindigkeiten zuverlässig ein von Bainit zu mindestens 80 Vol.-% dominiertes bainitisches Gefüge bildet. Überraschend hat sich hier gezeigt, dass die bekannte Legierungsvorschrift diese Eigenschaften des Stahls auch dann gewährleistet, wenn der Stahl nicht, wie ursprünglich vorgesehen, aus der Schmiedehitze abgekühlt, sondern einer thermochemischen Diffusionsbehandlung unterzogen wird. Dies gilt auch dann, wenn das jeweilige Stahlbauteil, wie beim Einsatzhärten üblich, nach der Diffusionsbehandlung einem Härten unterzogen wird.

[0019] Aus erfindungsgemäß verwendetem Stahl erzeugte Stahlbauteile, also Zahnräder, Wellen, Achsen oder Werkzeughalter, zeichnen sich durch ein besonders homogenes Gefüge mit einer geringen Varianz der Härte aus. Diese optimal gleichmäßige Verteilung der Gefügeeigenschaften liegt auch bei unterschiedlichsten Abmessungen der aus erfindungsgemäß zu verwendenden Stahl herzustellenden Stahlbauteile und bei den durch diese Abmessungsunterschiede bedingten, über eine große Spanne variierenden Abkühlbedingungen vor. Der bei erfindungsgemäßer Verwendung des Stahls sich einstellende homogene Gefügezustand bedingt darüber hinaus geringe Eigenspannungen im Bauteil. Dementsprechend neigen die aus erfindungsgemäß verwendetem Stahl erzeugten Stahlbauteile im Zuge der thermochemischen Randschichthärtung allenfalls geringfügig zu Verzug und zur Entstehung von Rissen oder anderen spannungsbedingten Schäden.

[0020] Erfindungsgemäß wird somit zur Herstellung eines Stahlbauteils, bei dem es sich um ein Zahnrad, eine Welle, eine Achse oder einen Werkzeughalter handelt, mit einer thermochemisch gehärteten Randschicht ein Stahl verwendet, der aus (in Gew.-%) 0,1 - 0,30 % C, bis zu 0,80 % Si, 0,20 - 2,00 % Mn, bis zu 4,00 % Cr, 0,5 - 1,80 % Mo, 0,004 - 0,020 % N, bis zu 0,40 % S, 0,004 - 0,020 % Al, bis zu 0,0025 % B, bis zu 0,20 % Nb, bis zu 0,02 % Ti, bis zu 0,40 % V, bis zu 0,5 % Ni, 0,3 % Cu, bis zu 1,5 % Co und als Rest aus Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen, besteht, wobei der Al-Gehalt %Al, der Nb-Gehalt %Nb, der Ti-Gehalt %Ti, der V-Gehalt %V und der N-Gehalt %N des Stahls folgende Bedingung erfüllen:

$$\%Al/27 + \%Nb/45 + \%Ti/48 + \%V/25 > \%N/3,5.$$

[0021] Der erfindungsgemäß zu verwendende Stahl ist dabei so legiert und lässt sich so verarbeiten, dass das Stahlbauteil, das aus ihm hergestellt ist, in seinem Kernbereich ein zu mindestens 80 Vol.-% aus Bainit bestehendes Gefüge aufweist. Dabei gehören zu den herstellungsbedingt unvermeidbaren Verunreinigungen des erfindungsgemäß zu verwendenden Stahls alle Elemente, die in Bezug auf die hier interessierenden Eigenschaften in legierungstechnisch unwirksamen Mengen vorhanden sind und aufgrund der jeweils gewählten Route zur Erzeugung des Stahlpulvers oder des jeweils gewählten Ausgangsmaterials (Schrott) in den Stahl gelangen. Insbesondere gehören zu den unvermeidbaren Verunreinigungen auch Gehalte an P von bis zu 0,0035 Gew.-%.

[0022] Ein aus erfindungsgemäß zu verwendendem Stahl erzeugtes Stahlbauteil zeichnet sich somit dadurch aus, dass es ein zu mindestens 80 Vol.-% aus Bainit bestehendes Gefüge besitzt. Das übrige Gefüge von in Summe höchstens

20 Vol.-% des Gesamtgefüges wird dabei von Restaustenit, Ferrit, Perlit und/oder Martensit eingenommen. Typischerweise sind jedoch die Gehalte an nicht bainitischen Gefügebestandteilen eines aus erfindungsgemäß zu verwendendem Stahl bestehenden Stahlbauteils so stark minimiert, dass in ihm im technischen Sinne ein vollständig bainitisches Gefüge vorliegt.

[0023] Das dem erfindungsgemäß zu verwendenden Stahl zu Grund liegende Legierungskonzept vermeidet teure Legierungsbestandteile, wie sie heute üblicherweise bei den für die Herstellung von Stahlbauteilen der hier in Rede stehenden verwendeten Einsatz- und Werkzeugstähle benötigt werden, um die erforderliche Härte einzustellen. Dies gelingt dadurch, dass die Legierungselemente und deren Gehalte beim erfindungsgemäß zu verwendenden Stahl wie folgt ausgewählt sind:

Kohlenstoff ("C") ist im erfindungsgemäß zu verwendenden Stahl in Gehalten von 0,1 - 0,3 Gew.-% enthalten, um durch Karbidbildung zur Steigerung der Festigkeit des Werkstoffs beizutragen. So kann durch die Zugabe von jeweils 0,01 Gew.-% eine Festigkeitserhöhung um jeweils ca. 70 MPa bewirkt werden. Dieser Effekt setzt insbesondere ab einem Gehalt von mindestens 0,09 Gew.-% C, insbesondere mindestens 0,12 Gew.-% C, ein. Durch die Begrenzung des C-Gehalts auf höchstens 0,30 Gew.-%, insbesondere höchstens 0,25 Gew.-%, wird dabei erreicht, dass der Stahl trotz seiner maximierten Festigkeit gute Dehnungs- und Zähigkeitseigenschaften besitzt. Gleichzeitig trägt der vergleichbar geringe C-Gehalt bei einem erfindungsgemäß zu verwendenden Stahl auch zur Beschleunigung der Bainitumwandlung bei, so dass die Entstehung von unerwünschten Gefügebestandteilen vermieden wird. Eine optimierte Wirkung der Anwesenheit von C im erfindungsgemäß zu verwendenden Stahl kann dadurch erreicht werden, dass der C-Gehalt auf 0,12 - 0,25 Gew.-% eingestellt wird.

[0024] Silizium ("Si") unterdrückt im erfindungsgemäß zu verwendenden Stahl die Zementitbildung und verschiebt die Ferritbildung zu kürzeren Zeiten. Der Si-Gehalt eines erfindungsgemäß zu verwendenden Stahls ist deshalb auf 0,80 Gew.-%, beschränkt, um die Bainitumwandlung möglichst früh ablaufen zu lassen. Gleichzeitig tragen Si-Gehalte bis zu dieser Obergrenze zur Erhöhung der Festigkeit durch Mischkristallverfestigung bei. Um die vorteilhaften Wirkungen von Si im erfindungsgemäß zu verwendenden Stahl besonders sicher nutzen können, ist der Si-Gehalt daher vorzugsweise auf mindestens 0,2 Gew.-%, insbesondere mehr als 0,45 Gew.-%, wie mindestens 0,46 Gew.-%, eingestellt.

[0025] Mangan ("Mn") ist in Gehalten von 0,20 - 2,00 Gew.-% im erfindungsgemäß zu verwendenden Stahl vorhanden, um die Zugfestigkeit und Streckgrenze durch Mischkristallbildung 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 0,4 Gew.-% vorgesehen werden. Zu hohe Mn-Gehalte würden jedoch zur Verzögerung der Bainitumwandlung und damit zu einer überwiegend martensitischen Umwandlung führen. Daher ist der Mn-Gehalt auf höchstens 2,00 Gew.-%, insbesondere höchstens 1,5 Gew.-%, beschränkt. Negative Einflüsse der Anwesenheit von Mn lassen sich besonders sicher vermeiden, indem der Mn-Gehalt beim erfindungsgemäß zu verwendenden Stahl auf maximal 1,2 Gew.-% beschränkt wird.

[0026] Optional vorhandene Gehalte an Chrom ("Cr") von bis zu 4,00 Gew.-% tragen durch die Bildung von Sonderkarbiden und Chromnitriden bei einer der erfindungsgemäß durchgeführten Nitrierbehandlung zur Härtebarkeit und Korrosionsbeständigkeit des erfindungsgemäß zu verwendenden Stahls bei. Hierzu können beispielsweise mindestens 0,5 Gew.-% oder mindestens 0,8 Gew.-% Cr vorgesehen sein. Eine optimale Wirkung der Anwesenheit von Cr ergibt sich bei einem Cr-Gehalt von mindestens 1,00 Gew.-%. Oberhalb von 4,00 Gew.-% liegende Cr-Gehalte würden eine unerwünschte Martensitbildung im Gefüge des erfindungsgemäß zu verwendenden Stahl begünstigen. Um dies sicher zu vermeiden, kann der Cr-Gehalt auf bis zu 3 Gew.-% oder bis zu 2,5 Gew.-% beschränkt werden.

[0027] Molybdän ("Mo") ist im erfindungsgemäß zu verwendenden Stahl in Gehalten von 0,5 - 1,8 Gew.-% vorhanden, um die Umwandlung des Gefüges in Ferrit oder Perlit zu verzögern und das Fenster für die Bainitumwandlung zu vergrößern. Diese Wirkung tritt insbesondere dann ein, wenn mindestens 0,6 Gew.-% im Stahl vorhanden sind. Bei Gehalten von mehr als 1,8 Gew.-% tritt bezogen auf die hier im Mittelpunkt stehende Nutzung des erfindungsgemäß zu verwendenden Stahl keine wirtschaftlich vertretbare weitere Steigerung der positiven Wirkung von Mo mehr ein. Durch die Begrenzung des Mo-Gehalts auf 1,8 Gew.-% wird die Bildung einer molybdänreichen Karbidphase sicher ausgeschlossen, welche die Zähigkeitseigenschaften negativ beeinflussen würde. Optimale Wirkungen von Mo im erfindungsgemäß zu verwendenden Stahl können erwartet werden, wenn der Mo-Gehalt mindestens 0,7 Gew.-% beträgt. Als besonders effektiv haben sich dabei Mo-Gehalte von höchstens 1,5 Gew.-% oder höchstens 1,0 Gew.-% erwiesen.

[0028] Die Anwesenheit von N in den erfindungsgemäß vorgesehenen Gehalten von 0,004 - 0,020 Gew.-% ermöglicht die Bildung von Nitriden und Karbonitriden zur Festigkeitssteigerung und Erhöhung der Feinkornbeständigkeit, ohne dass es zur Versprödung kommt. So bildet Al mit N Aluminiumnitrid, das zur Feinkornstabilität beiträgt.

[0029] Der Gehalt an Schwefel ("S") kann im erfindungsgemäß zu verwendenden Stahl bis zu 0,4 Gew.-%, insbesondere höchstens 0,1 Gew.-%, betragen, um die Zerspanbarkeit des Stahls zu unterstützen. Zu diesem Zweck kann ein S-Gehalt von mindestens 0,001 Gew.-% vorgesehen sein. Bei oberhalb von 0,4 Gew.-% liegenden S-Gehalten besteht die Gefahr der Entstehung von Rotbrüchigkeit. Optimale Wirkungen der Anwesenheit von S im erfindungsgemäß zu verwendenden Stahl können bei Gehalten von 0,003 - 0,1 Gew.-% erzielt werden.

[0030] Die Anwesenheit von B in Gehalten von bis zu 0,0025 Gew.-%, insbesondere mindestens 0,0001 Gew.-% oder

mindestens 0,0005 Gew.-%, im erfindungsgemäß zu verwendenden Stahl verzögert die Entstehung von Ferrit oder Perlit und sichert so die Entstehung des angestrebten bainitischen Gefüges im erfindungsgemäß zu verwendenden Stahl ab. Oberhalb von 0,0025 Gew.-% liegende B-Gehalte würden die Gefahr einer Versprödung mit sich bringen. Die jeweils optional vorhandenen Mikrolegierungselemente Nb, Ti und V bilden Karbonitride und können so einen wesentlichen Beitrag zur Optimierung der Feinkornstabilität und Festigkeit des erfindungsgemäß zu verwendenden Stahls leisten.

[0031] Die legierungstechnische Feinjustierung in Bezug auf die mechanischen Eigenschaften und die Gefügebeschaffenheit eines erfindungsgemäß verwendeten Stahls erfolgt nach dem erfindungsgemäß verwendeten Legierungskonzept über eine kombinierte Mikrolegierung aus den Elementen Bor ("B") in optionalen Gehalten von bis zu 0,0025 Gew.-%, insbesondere in Gehalten von 0,0001 - 0,0025 Gew.-% B oder 0,0005 - 0,0025 Gew.-% B, Stickstoff ("N") in Gehalten von 0,004 - 0,020 Gew.-%, insbesondere mindestens 0,006 Gew.-% N oder bis zu 0,0150 Gew.-% N, Aluminium ("Al") in Gehalten von 0,004 - 0,020 Gew.-% sowie Niob ("Nb") in optionalen Gehalten von bis zu 0,020 Gew.-%, insbesondere bis zu 0,015 Gew.-% und insbesondere mindestens 0,003 Gew.-% oder mindestens 0,005 Gew.-% Nb, Titan ("Ti") in optionalen Gehalten von bis zu 0,02 Gew.-% oder bis zu 0,015 Gew.-%, insbesondere mindestens 0,001 Gew.-% oder mindestens 0,005 Gew.-% Ti, und Vanadium ("V") in optionalen Gehalten von bis zu 0,40 Gew.-%, insbesondere bis zu 0,3 Gew.-% und insbesondere mindestens 0,01 Gew.-% oder mindestens 0,02 Gew.-% V.

[0032] Um die Vorteile der Anwesenheit der Mikrolegierungselemente und von Aluminium sicher zu nutzen, kann es zweckmäßig sein, den Al-Gehalt auf mindestens 0,005 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. Bei Gehalten von bis zu 0,01 Gew.-% Ti, von bis zu 0,1 Gew.-% Nb, von bis zu 0,075 Gew.-% V oder von bis zu 0,020 Gew.-% Al lassen sich die Wirkungen dieser Elemente im erfindungsgemäß verwendeten Stahl besonders wirksam nutzen. 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.

[0033] Die Gehalte %Al, %Nb, %Ti, %V und %N an Al, Nb, Ti, V und N sind dabei im erfindungsgemäß zu verwendenden Stahl über die Bedingung

$$\%Al/27 + \%Nb/45 + \%Ti/48 + \%V/25 > \%N/3,5$$

so miteinander verknüpft, dass der im erfindungsgemäß zu verwendenden Stahl enthaltene Stickstoff über die jeweils vorhandenen Gehalte an Al sowie die gegebenenfalls zusätzlich zugegebenen Gehalte an Nb, Ti und V vollständig abgebunden ist und Bor somit umwandlungsverzögernd wirken kann. Die erfindungsgemäße Abbindung von N ermöglicht darüber hinaus, dass das optional vorhandene Bor als gelöstes Element in der Matrix des Stahls wirksam wird und die Bildung von Ferrit und/oder Perlit unterdrückt.

[0034] Ebenso optional vorhandene Gehalte an Ni von bis zu 0,5 Gew.-% verbessern die Zähigkeit des erfindungsgemäß zu verwendenden Stahls. Falls dieser Effekt genutzt werden soll, tritt er ab einem Ni-Gehalt von mindestens 0,1 Gew.-%, insbesondere mindestens 0,15 Gew.-%, ein.

[0035] Zu den über das Ausgangsmaterial in den erfindungsgemäß zu verwendenden Stahl gelangenden oder gezielt zugegebenen Legierungselementen gehört auch Cu, dessen Gehalt zur Vermeidung von negativen Einflüssen im erfindungsgemäß zu verwendenden Stahl auf max. 0,3 Gew.-% begrenzt ist.

[0036] Optional im erfindungsgemäß zu verwendenden Stahl vorhandenes Kobalt ("Co") bewirkt in Gehalten von bis zu 1,5 Gew.-% eine Verschiebung der Bainitbildung zu kürzeren Zeiten. Der positive Einfluss von Co kann dabei insbesondere bei Co-Gehalten von mindestens 0,25 Gew.-%, insbesondere mindestens 0,5 Gew.-%, genutzt werden, wobei sich Co-Gehalte von bis zu 1,0 Gew.-% als besonders wirksam herausgestellt haben.

[0037] Eine für die erfindungsgemäßen Zwecke besonders geeignete Stahllegierung besteht demnach entsprechend den voranstehenden Erläuterungen aus (in Gew.-%) 0,12 - 0,25 % C, 0,20 - 0,80 % Si, 0,40 - 1,20 % Mn, 1,0 - 3,0 % Cr, 0,5 - 1,8 % Mo, 0,004 - 0,020 % N, bis zu 0,40 % S, 0,004 - 0,020 % Al, 0,0005 - 0,0025 % B, bis zu 0,10 % Nb, bis zu 0,015 % Ti, bis zu 0,20 % V, bis zu 0,5 % Ni, und/oder bis zu 1,5 % Co, Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen, für die auch hier die oben bereits diesbezüglich gegebenen Erläuterungen gelten.

[0038] Grundsätzlich eignet sich der erfindungsgemäß für die Herstellung von Stahlbauteilen zu verwendende Stahl für sämtliche der in den oben bereits genannten Merkblättern 452 und 477 beschriebenen thermochemischen Diffusionsverfahren "Carburieren" (Aufkohlen), "Carbonitrieren", "Nitrieren" oder "Nitrocarburieren".

[0039] Soweit ein Einsatzhärten durchgeführt werden soll, wird, wie im Merkblatt 452 im Einzelnen erläutert, zunächst als thermochemische Diffusionsbehandlung ein Carburieren oder Carbonitrieren durchgeführt. Nach der hierbei durch

thermochemische Diffusion bewirkten Aufkohlung (Carburieren, Carbonitrieren) der Randschicht erfolgt beim konventionellen Einsatzhärten ein Härten gemäß den im Merkblatt 452 ebenfalls detailliert beschriebenen Härteverfahren "Direkthärten (Typ A)", "Einfachhärten (Typ B)", "Härten nach isothermischem Umwandeln (Typ C)" oder "Doppelhärten (Typ D)". Beim Direkthärten (Typ A) wird das Stahlbauteil direkt aus der Hitze der vorangegangenen Carburierungs- oder Carbonitrierungsbehandlung abgeschreckt. Beim Einfachhärten (Typ B) wird das Stahlbauteil nach der vorangegangenen Carburierungs- oder Carbonitrierungsbehandlung zunächst auf Raumtemperatur abgekühlt und anschließend erneut auf eine oberhalb der Ac1- und unterhalb der Ac3-Temperatur des Stahls liegende Austenitisierungstemperatur durcherwärmt und anschließend abgeschreckt. Beim Härten nach isothermischem Umwandeln (Typ C) wird das Stahlbauteil aus der Hitze der vorangegangenen Carburierungs- oder Carbonitrierungsbehandlung zunächst bis zu einem Temperaturbereich abgekühlt, in dem sich bestimmte Carbidausscheidungen bilden, und anschließend ausgehend von diesem Temperaturbereich wieder auf eine oberhalb der Ac1- und unterhalb der Ac3- Temperatur des Stahls liegende Austenitisierungstemperatur durcherwärmt, um dann abgeschreckt zu werden. Beim Doppelhärten (Typ D) durchläuft das Stahlbauteil, nachdem es aus der Hitze der vorangegangenen Carburierungs- oder Carbonitrierungsbehandlung wie beim Einfachhärten Typ A auf Raumtemperatur abgekühlt wurde, zweimal einen Härtevorgang, wie er beim Einfachhärten Typ A nur einmal absolviert wird.

[0040] Unabhängig davon, welches der vier hier genannten konventionellen Härteverfahren zur Anwendung kommt, sind bei der thermochemischen Diffusionsbehandlung und der anschließenden Härtung der aus erfindungsgemäß zu verwendendem Stahl bestehenden Stahlbauteile die durchzuführenden Abkühlungen in jedem Fall so einzustellen, dass sich einerseits in der durch das Carburieren oder Carbonitrieren aufgekohlten Randschicht härtesteigernde Ausscheidungen und im nicht aufgekohlten Kernbereich des Bauteils ein nach der oben erläuterten Maßgabe zu mindestens 80 Vol.-% aus Bainit bestehendes Gefüge einstellt. Hierzu ist bei der Abkühlung der Temperaturbereich von 800 - 500 °C jeweils in einer Zeit $t_{8/5}$ von mindestens 6 s, insbesondere mindestens 10 s, und höchstens 1000 s, insbesondere höchstens 600 s, zu durchlaufen.

[0041] Soll dagegen zwecks Ausbildung der gehärteten Randschicht die thermochemische Diffusionsbehandlung als Nitrieren oder Nitrocarburieren durchgeführt werden, so kann dazu die im Merkblatt 477 detailliert beschriebene Vorgehensweise gewählt werden. Hierbei wird das Stahlbauteil nach einer Erwärmung auf eine oberhalb der Ac3-Temperatur des Stahls, aus dem das Stahlbauteil besteht, liegenden Austenitisierungstemperatur kontinuierlich so abgekühlt, dass der Temperaturbereich von 800 - 500 °C in einer Zeit $t_{8/5}$ von mindestens 6 s, insbesondere mindestens 10 s, und höchstens 1000 s, insbesondere höchstens 200 s, durchlaufen wird, um im Bauteil ein nach der oben erläuterten Maßgabe zu mindestens 80 Vol.-% aus Bainit bestehendes Gefüge zu bilden. Anschließend erfolgt dann der Nitrier- oder Nitrocarburier-Schritt, bei dem das Stahlbauteil jeweils entsprechend den im Merkblatt 477 enthaltenen Hinweisen und Maßgaben unter einer stickstoff- oder einer stickstoff- und kohlenstoffhaltigen Atmosphäre bei einer unterhalb der Ac1-Temperatur des Stahls, aus dem das Stahlbauteil besteht, liegenden Temperatur gehalten und anschließend abgekühlt wird.

[0042] Insbesondere dann, wenn der für die erfindungsgemäßen Zwecke erfindungsgemäß zu verwendende Stahl die oben bereits als besonders bevorzugt erwähnte Zusammensetzung mit (in Gew.-%) 0,12 - 0,25 % C, 0,20 - 0,80 % Si, 0,40 - 1,20 % Mn, 1,0 - 3,0 % Cr, 0,5 - 1,8 % Mo, 0,004 - 0,020 % N, bis zu 0,40 % S, 0,004 - 0,020 % Al, 0,0001 - 0,0025 % B, bis zu 0,10 % Nb, bis zu 0,01 % Ti, bis zu 0,20 % V oder bis zu 0,5 % Ni, sowie bis zu ?? % Co, Rest Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen aufweist, lässt sich durch für den Werkstoff angepasste Wärmebehandlungen eine optimierte Zähigkeit ohne Verlust der Festigkeitseigenschaft erzielen.

[0043] Im Fall, dass das Stahlbauteil einem Einsatzhärten unterzogen werden soll, wird dazu in einem Arbeitsschritt

a) aus dem erfindungsgemäß zu verwendenden Stahl in konventioneller Weise ein Stahlbauteil, bei dem es sich beispielsweise um ein Zahnrad, eine Welle, eine Achse oder einen Werkzeughalter und desgleichen handeln kann, geformt.

Anschließend wird in einem Arbeitsschritt

b) das betreffende Stahlbauteil dann einsatzgehärtet, indem

b1) das Stahlbauteil zunächst in einem Aufkohlungsschritt über eine Dauer von 150 min bis 250 Stunden bei einer Temperatur von 900 - 1050 °C unter einem Medium gehalten wird, das Kohlenstoff und optional zusätzlich Stickstoff enthält, um an dem Stahlbauteil eine carburierte oder carbonitrierte Randschicht mit einer Dicke von 0,3 - 15 µm zu erzeugen, und anschließend an den Aufkohlungsschritt dann so schnell auf Raumtemperatur abgekühlt wird, dass bei der Abkühlung der Temperaturbereich von 800 - 500 °C innerhalb von 6 - 600 s durchlaufen wird. Hierzu geeignete Abkühlgeschwindigkeiten betragen typischerweise bis zu 5 K/s, insbesondere mindestens 0,5 K/s, wobei die Abkühlung im Temperaturbereich von 800 - 500 °C insbesondere mit mehr als 1,5 K/s absolviert wird.

[0044] Die Dauer, über die das Stahlbauteil während des Aufkohlungsschritts unter dem kohlenstoffhaltigen Medium

gehalten wird, wird in an sich bekannter Weise in Abhängigkeit von der Größe des Bauteils sowie unter Berücksichtigung des jeweils eingesetzten kohlenstoffhaltigen Mediums und der Temperatur, bei der die Aufkohlung durchgeführt wird, so gewählt, dass eine aufgekohlte Randschicht mit einer innerhalb der erfindungsgemäßen Vorgaben liegenden Dicke erreicht wird. Die kürzeste Dauer kann dabei beispielsweise für kleinere Bauteile, wie Getriebeteile, insbesondere Zahn-

räder, Wellen und Achsen, von Automobilgetrieben und desgleichen, angezeigt sein, wogegen die längste Dauer bei großen Bauteilen, wie Getriebeteilen, insbesondere Zahnradern, Wellen und Achsen, von Großgetrieben angemessen sein können, die für Großwälzlager bestimmt sind, wie sie in Windkraftanlagen oder Schiffsantrieben Verwendung finden.

[0045] In der Praxis liegt die Temperatur, bei dem das Stahlbauteil während des Aufkohlungsschritts (Arbeitsschritt b.1) gehalten wird, typischerweise bei bis zu 950 °C. Durch die Wahl höherer Temperaturen kann der Aufkohlungsvorgang beschleunigt und dementsprechend die für die erforderliche Aufkohlung benötigte Dauer verkürzt werden.

[0046] Nach dem Arbeitsschritt b1) wird das Stahlbauteil in einem Härteschritt

b2) auf eine Austenitisierungstemperatur erwärmt, die mindestens 20 °C oberhalb der Ac1-Temperatur und unterhalb der Ac3-Temperatur des Stahls liegt, aus dem das Stahlbauteil besteht, und ausgehend von der

Austenitisierungstemperatur mit einer Abkühlgeschwindigkeit von 0,5 - 50 K/s, insbesondere mindestens 1,5 K/s oder mehr als 1,5 K/s, auf Raumtemperatur abgekühlt.

[0047] Um nach der thermochemischen Diffusionsbehandlung (Arbeitsschritt b1) möglicherweise im Bauteil vorhandene Spannungen abzubauen, kann das aus erfindungsgemäß verwendetem Stahl bestehende Stahlbauteil zwischen den Arbeitsschritten b1) und b2) optional einem Spannungsarmglühen unterzogen werden, bei dem es über eine Dauer von 15 - 120 min im Bereich von 150 - 680 °C gehalten wird.

[0048] Ebenso optional kann das Stahlbauteil nach dem Härten (Arbeitsschritt b2) optional in an sich bekannter Weise einer Anlassbehandlung unterzogen werden, bei der es über eine Dauer von 30 - 180 min bei einer Temperatur von 150 - 275 °C gehalten und anschließend ungesteuert auf Raumtemperatur abgekühlt wird. Durch ein solches Anlassen kann das Risiko von Rissbildung weiter reduziert werden.

[0049] Insbesondere durch Anwendung des voranstehend erläuterten Verfahrens kann ein erfindungsgemäßes ein-satzgehärtetes Stahlbauteil erzeugt werden, dass aus dem erfindungsgemäß zu verwendenden Stahl, der aus (in Gew.-%) 0,12 - 0,25 % C, 0,20 - 0,80 % Si, 0,40 - 1,20 % Mn, 1,0 - 3,0 % Cr, 0,5 - 1,8 % Mo, 0,004 - 0,020 % N, bis zu 0,40 % S, 0,004 - 0,020 % Al, 0,0001 - 0,0025 % B, bis zu 0,10 % Nb, bis zu 0,01 % Ti, bis zu 0,20 % V, bis zu 0,5 % Ni, bis zu 1,0 % Co und als aus Rest Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen besteht, hergestellt ist und eine Randschicht mit einer Härte von 500 - 800 HV aufweist sowie in seinem Kernbereich zu mindestens 80 Vol.-% aus Bainit besteht, der aus hoch angelassenem Bainit, welcher aus dem Gefüge stammt, das das Stahlbauteil nach dem Einsetzen (Arbeitsschritt b.1) und vor dem Härten (Arbeitsschritt b.2) aufwies, und neu gebildetem Bainit sowie zu höchstens 20 Vol.-% aus Restaustenit, Ferrit, Perlit oder Martensit zusammengesetzt ist.

[0050] Diese Gefügezusammensetzung entsteht durch eine Härtung der erfindungsgemäßen Bauteile im Zweiphasengebiet. Dabei können die aus "alten", also vor dem Härten (Arbeitsschritt b.2) entstandenen bestehenden bainitischen Gefügeanteile von den aus "neuen", im Zuge des Härtens entstandenen und hoch angelassenen bainitischen Gefügeanteilen durch eine leichte Braunfärbung des neuen Bainits von dem alten, hoch angelassenen Bainit unterschieden werden, der eine gräuliche Färbung und eine angedeutet körnige Struktur besitzt.

[0051] Dabei zeichnet sich das Gefüge eines erfindungsgemäßen Bauteils, das das voranstehend erläuterte, nach Maßgabe der Erfindung modifizierte Einsatzhärtverfahren durchlaufen hat, dadurch aus, dass es im Kernbereich des Stahlbauteils eine gemäß DIN EN 10045 bestimmte Charpy-V Kerbschlagarbeit von mehr als 40 J, insbesondere mehr als 60 J, aufweist.

[0052] Soll die gehärtete Randschicht erfindungsgemäß durch Nitrieren oder Nitrocarburieren erzeugt werden, so kann die dazu erforderliche thermochemische Diffusionsbehandlung insbesondere ausgehend von der optimierten Zusammensetzung des erfindungsgemäß zu verwendenden Stahls mit (in Gew.-%) 0,12 - 0,25 % C, 0,20 - 0,80 % Si, 0,40 - 1,20 % Mn, 1,0 - 3,0 % Cr, 0,5 - 1,8 % Mo, 0,004 - 0,020 % N, bis zu 0,40 % S, 0,004 - 0,020 % Al, 0,0005 - 0,0025 % B, bis zu 0,10 % Nb, bis zu 0,01 % Ti, bis zu 0,20 % V oder bis zu 0,5 % Ni, sowie bis zu 1,5 % Co, Rest Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen, wie folgt durchgeführt werden:

A) Aus dem Stahl wird ein Stahlbauteil geformt.

B) Das Stahlbauteil wird einer Nitrier- oder Nitrocarburier-Behandlung unterzogen, bei der

B.1) das Stahlbauteil zunächst über eine Austenitisierungsdauer von 15 - 120 min auf eine Austenitisierungstemperatur, die mindestens 20 °C, insbesondere 20 - 100 °C oder 30 - 50 °C, oberhalb der Ac3-Temperatur des Stahls liegt, aus dem das Stahlbauteil besteht, durcherwärmt und anschließend so schnell auf Raumtemperatur abgekühlt wird, dass bei der Abkühlung der Temperaturbereich von 800 - 500 °C innerhalb von weniger als 200 s durchlaufen

wird, um ein zu mindestens 80 Vol.-% bestehendes Gefüge im Bauteil zu erzeugen,
und

B.2) das Stahlbauteil anschließend für das Nitrieren oder Nitrocarburieren über eine Dauer von 60 min bis 100 Stunden unter einer stickstoff- oder stickstoff- und kohlenstoffhaltigen Atmosphäre, bei einer unterhalb der Ac1-Temperatur des Stahls, aus dem das Stahlbauteil besteht, liegenden, typischerweise 440 - 580 °C betragenden Temperatur gehalten und anschließend abgekühlt wird, um an dem Stahlbauteil eine gehärtete Randschicht mit einer Dicke von 1 - 1200 µm zu erzeugen.

[0053] Beim in der voranstehend angegebenen Weise durchgeführten Nitrieren oder Nitrocarburieren entstehen aus den im erfindungsgemäß verwendeten Stahl nach Maßgabe der Erfindung vorhandene Gehalte an Cr, V, Nb oder Ti durch die Bildung von Nitriden für eine hohe Oberflächenhärte. Der bainitische Kernbereich (Matrix) erfährt beim Nitrieren oder Nitrocarburieren eine Härtesteigerung um ca. 100 - 150 MPa durch die Entstehung von Sonderkarbiden insbesondere aus den im Stahl enthaltenen Gehalten an Mo (molybdänreiches Karbid).

[0054] Die jeweils konkret eingestellten Parameter "Dauer" und "Temperatur" der Nitrier- oder Nitrocarburier-Behandlung werden dabei in an sich bekannter Weise in Abhängigkeit von der Bauteilgröße so eingestellt, dass eine gehärtete Randschicht mit einer innerhalb der erfindungsgemäßen Vorgaben liegenden Dicke erzielt wird.

[0055] Soll eine spanabhebende Bearbeitung des Bauteils durchgeführt werden, um beispielsweise seine Maßhaltigkeit zu optimieren, so wird diese vorteilhafterweise zwischen den Arbeitsschritten B1) und B2) am nach dem Arbeitsschritt B1) noch relativ weichen Stahlbauteil durchgeführt, um den Werkzeugverschleiß gegenüber einer Zerspanung im endgehärteten Zustand zu vermindern.

[0056] Der erfindungsgemäß zu verwendende Stahl ist besonders zur Herstellung von randschichtgehärteten Zahnradern, Achsen, Wellen oder Werkzeughalter für pulvermetallurgisch hergestellte Schneidwerkzeuge geeignet.

[0057] Nachfolgend wird die Erfindung anhand von Ausführungsbeispielen erläutert.

[0058] Es sind zwei erfindungsgemäß zu verwendende Schmelzen S1, S2, S3 erschmolzen worden, deren Zusammensetzung in Tabelle 1 angegeben ist.

[0059] In einem ersten Versuch ist aus dem Stahl S1 ein Zahnrad geformt worden. Das Zahnrad ist anschließend einem in konventioneller Weise nach Maßgabe der im Merkblatt 452 beschriebenen Vorgehensweise zunächst einem Aufkohlen bei 920 °C über eine Dauer von 300 min unter einer in an sich für diesen Zweck bekannten Weise zusammengesetzten kohlenstoffhaltigen Atmosphäre unterzogen worden. Auf diese Weise ist an dem Zahnrad durch thermochemische Diffusion eine aufgekohlte (carburisierte) Randschicht mit einer Dicke von 520 µm entstanden. Anschließend ist das Zahnrad auf Raumtemperatur abgekühlt worden, wobei die Abkühlrate 2 K/s betrug und der kritische Temperaturbereich von 800 - 500 °C in einer t_{8/5}-Zeit von 10 min durchlaufen worden ist.

[0060] Das erhaltene Zahnrad ist daraufhin auf eine 920 °C betragende Austenitisierungstemperatur erwärmt und bei dieser Temperatur für 30 min gehalten worden. Anschließend ist das Zahnrad mit einer Abkühlgeschwindigkeit von 2 K/s abgeschreckt worden. Dabei ist der kritische Temperaturbereich von 800 - 500 °C in einer t_{8/5}-Zeit von 600 s durchlaufen worden.

[0061] Das derart einsatzgehärtete Zahnrad wies an der Oberfläche seiner gehärteten Randschicht eine Härte von 750 HV und in seinem die gehärtete Randschicht tragenden Kernbereich (Matrix) ein vollständig bainitisches Gefüge auf. Die Kerbschlagarbeit Charpy-V des ungehärteten Kernbereichs des Zahnrads betrug im Mittel von drei Proben 106 J.

[0062] In einem zweiten Versuch ist aus dem Stahl S2 wiederum ein Zahnrad geformt worden. Das Zahnrad ist anschließend zunächst einem Aufkohlen bei 920 °C über eine Dauer von 30 min unter einer für diesen Zweck im Stand der Technik üblichen kohlenstoffhaltigen Atmosphäre unterzogen worden. Auf diese Weise ist an dem Zahnrad durch thermochemische Diffusion eine aufgekohlte (carburisierte) Randschicht mit einer Dicke von 535 µm entstanden.

[0063] Anschließend ist das Zahnrad in Öl auf Raumtemperatur abgeschreckt worden. Der kritische Temperaturbereich von 800 - 500 °C ist dabei in einer t_{8/5}-Zeit von 17 s durchlaufen worden.

[0064] Daraufhin hat das Zahnrad ein Spannungsarmglühen durchlaufen, bei dem es für eine Stunde bei 650 °C gehalten worden ist, um bei der zuvor absolvierten Aufkohlungsbehandlung entstandene Spannungen abzubauen.

[0065] Nach dem Spannungsarmglühen ist das Bauteil in einem Härteschritt auf eine Austenitisierungstemperatur erwärmt und bei dieser Temperatur für eine Stunde gehalten worden, die 40 °C unterhalb der Ac3-Temperatur des Stahls S2 lag, wobei die Ac3-Temperatur des Stahls S2 zuvor in an sich bekannter Weise mittels eines Dilatometerversuchs bestimmt worden ist. Anschließend ist das Zahnrad wiederum in Öl abgeschreckt worden, so dass auch hier die t_{8/5}-Zeit 17 s betrug.

[0066] Nach dem Härten ist das Zahnrad einem konventionellen Anlassen unterzogen worden, bei dem es über eine Stunde bei 180 °C gehalten worden ist.

[0067] Das derart einsatzgehärtete Zahnrad wies an der Oberfläche seiner gehärteten Randschicht eine Härte von 750 HV und in seinem die gehärtete Randschicht tragenden Kernbereich (Matrix) ein vollständig bainitisches Gefüge auf, das aus neu gebildetem und altem hoch angelassenen Bainit bestand. Die Kerbschlagarbeit Charpy-V betrug bei

drei Proben im Mittel 62 J.

[0068] In einem dritten Versuch ist aus dem Stahl S3 ein Zahnrad mit einem Durchmesser von weniger als 40 mm geformt worden. Das Zahnrad ist anschließend zunächst einem Aufkohlen bei 920 °C über eine Dauer von 30 min unter einer zu diesem Zweck üblicherweise eingesetzten kohlenstoffhaltigen Atmosphäre unterzogen worden. Auf diese Weise ist an dem Zahnrad durch thermochemische Diffusion eine aufgekohlte (carburisierte) Randschicht mit einer Dicke von 530 µm entstanden. Anschließend ist das Zahnrad mit einer Abkühlgeschwindigkeit von 3 K/s auf Raumtemperatur in Wasser abgeschreckt worden. Der kritische Temperaturbereich von 800 - 500 °C ist dabei in einer t8/5-Zeit von 300 s durchlaufen worden.

[0069] Nach dieser Aufkohlungsbehandlung ist das Bauteil in einem Härteschritt auf eine Austenitisierungstemperatur erwärmt und bei dieser Temperatur für eine Stunde gehalten worden, die 920 °C betrug. Anschließend ist das Zahnrad in Wasser abgeschreckt worden, wobei hier die t8/5-Zeit 300 s betrug.

[0070] Das derart einsatzgehärtete Zahnrad wies an der Oberfläche seiner gehärteten Randschicht eine Härte von 760 HV und in seinem die gehärtete Randschicht tragenden Kernbereich (Matrix) ein vollständig bainitisches Gefüge auf. Die Kerbschlagarbeit Charpy-V betrug bei drei Proben im Mittel 78 J.

[0071] Mit dem dritten Versuch konnte somit gezeigt werden, dass durch die Zugabe wirksamer Gehalte an Co der Gefahr begegnet werden kann, dass es bei aus erfindungsgemäß legierten Stahlbauteilen mit kleinen Durchmessern von in der Regel weniger als 40 mm und einer schroffen Abkühlung in Wasser auch bei grundsätzlich bainitisch umwandelnden Stählen zu einer unerwünschten martensitischen Umwandlung der äußeren Schale kommt. Die Zone martensitischer Umwandlung kann ohne geeignete Gegenmaßnahmen mehrere Millimeter dick sein und ist vor allem bei einer mechanischen Bearbeitung störend. Durch den Zusatz von Kobalt kann der Beginn der bainitischen Umwandlung beschleunigt werden, wie anhand des in Fig. 1 wiedergegebenen ZTU-Schaubilds zum Stahl S3 nachvollziehbar.

Tabelle 1

Element	S1	S2	S3
C	0,19	0,17	0,18
Si	0,29	0,62	0,65
Mn	0,79	1,37	1,42
Cr	2,0	0,83	0,87
Mo	0,70	0,75	0,82
V	0,097	0,12	0,12
Al	0,020	0,018	0,010
N	0,007	0,007	0,008
B	0,0001	0,0010	0,0001
Nb	0,020	0,002	0,002
Co	0,001	0,001	0,890
Ti	0,001	0,01	0,01
S	0,0016	0,003	0,003
Ni	0,22	0,12	0,10
Cu	0,03	0,03	0,04
Angaben in Gew.-%, Rest Eisen und Verunreinigungen			

Patentansprüche

1. Verwendung eines Stahls, der aus (in Gew.-%)

C: 0,1 - 0,30 %,
Si: 0 - 0,80 %,
Mn: 0,20 - 2,00 %,

EP 3 591 081 A1

(fortgesetzt)

Cr:	0	- 4,00 %,
Mo:	0,5	- 1,80 %,
N:	0,004	- 0,020 %,
S:	0	- 0,40 %,
Al:	0,004	- 0,020 %,
B:	0	- 0,0025 %,
Nb:	0	- 0,20 %,
Ti:	0	- 0,02 %,
V:	0	- 0,40 %,
Ni:	0	- 0,5 %,
Cu:	0	- 0,3 %,
Co:	0	- 1,5 %

Rest Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen besteht,

wobei der Al-Gehalt %Al, der Nb-Gehalt %Nb, der Ti-Gehalt %Ti, der V-Gehalt %V und der N-Gehalt %N des Stahls folgende Bedingung erfüllen: $\%Al/27 + \%Nb/45 + \%Ti/48 + \%V/25 > \%N/3,5$ zur Herstellung eines Stahlbauteils, nämlich einem Zahnrad, einer Welle, einer Achse oder einem Werkzeughalter, mit einer thermochemisch gehärteten Randschicht, wobei das Stahlbauteil in seinem Kernbereich ein zu mindestens 80 Vol.-% aus Bainit bestehendes Gefüge aufweist.

2. Verwendung nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, dass** der Stahl (in Gew.-%) 0,12 - 0,25 % C, 0,20 - 0,80 % Si, 0,40 - 1,20 % Mn, 1,0 - 3,0 % Cr, 0,5 - 1,8 % Mo, 0,004 - 0,020 % N, bis zu 0,40 % S, 0,004 - 0,020 % Al, 0,0001 - 0,0025 % B, bis zu 0,10 % Nb, bis zu 0,015 % Ti, bis zu 0,20 % V, bis zu 0,5 % Ni und/oder bis zu 1,0 % Co enthält.

3. Verwendung nach einem der voranstehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass**

a) aus dem Stahl ein Stahlbauteil geformt wird
und

b) das Stahlbauteil einsatzgehärtet wird, indem

b1) das Stahlbauteil in einem Aufkohlungsschritt über eine Dauer von 150 min bis 250 Stunden bei einer Temperatur von 900 - 1050 °C unter einem Medium gehalten wird, das Kohlenstoff und optional zusätzlich Stickstoff enthält, um an dem Stahlbauteil eine carburierte oder carbonitrierte Randschicht mit einer Dicke von 0,3 - 15 µm zu erzeugen, und im Anschluss an den Aufkohlungsschritt so schnell auf Raumtemperatur abgekühlt wird, dass bei der Abkühlung der Temperaturbereich von 800 - 500 °C innerhalb von 6 - bis 600 s durchlaufen wird,

und

b2) das Stahlbauteil in einem nach dem Aufkohlungsschritt (Arbeitsschritt b1) absolvierten Härteschritt auf eine Austenitisierungstemperatur erwärmt wird, die mindestens 20 °C oberhalb der Ac1-Temperatur und unterhalb der Ac3-Temperatur des Stahls liegt, aus dem das Stahlbauteil besteht, und ausgehend von der Austenitisierungstemperatur mit einer Abkühlgeschwindigkeit von 0,5 - 50 K/s auf Raumtemperatur abgekühlt wird.

4. Verwendung nach Anspruch 3, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Stahlbauteil zwischen den Arbeitsschritten b1) und b2) optional einem Spannungsarmglühen bei einer Temperatur von 150 - 680 °C über eine Dauer von 15 - 120 min unterzogen wird.

5. Verwendung nach einem der Ansprüche 3 oder 4, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Stahlbauteil nach dem Härten (Arbeitsschritt b2) optional einer Anlassbehandlung unterzogen wird, bei der es über eine Dauer von 30 - 180 min bei einer Temperatur von 150 - 275 °C gehalten und anschließend ungesteuert auf Raumtemperatur abgekühlt wird.

6. Verwendung nach Anspruch 1 oder 2, **dadurch gekennzeichnet, dass**

A) aus dem Stahl ein Stahlbauteil geformt wird

und

B) das Stahlbauteil einer Nitrier- oder Nitrocarburier-Behandlung unterzogen wird, bei der

B.1) das Stahlbauteil zunächst über eine Austenitisierungsdauer von 15 - 120 min auf eine Austenitisierungstemperatur, die mindestens 20 °C oberhalb der Ac3-Temperatur des Stahls liegt, aus dem das Stahlbauteil besteht, durcherwärmt und anschließend so schnell auf Raumtemperatur abgekühlt wird, dass bei der Abkühlung der Temperaturbereich von 800 - 500 °C innerhalb von weniger als 200 s durchlaufen wird, um ein zu mindestens 80 Vol.-% bestehendes Gefüge im Bauteil zu erzeugen,

und

B.2) das Stahlbauteil anschließend für das Nitrieren oder Nitrocarburieren über eine Dauer von 60 min bis 100 Stunden unter einer stickstoff- oder einer stickstoff- und kohlenstoffhaltigen Atmosphäre bei einer unterhalb der Ac1-Temperatur des Stahls, aus dem das Stahlbauteil besteht, liegenden Temperatur gehalten und anschließend abgekühlt wird, um an dem Stahlbauteil eine gehärtete Randschicht mit einer Dicke von 1 - 1200 µm zu erzeugen.

7. Verwendung nach Anspruch 6, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Stahlbauteil zwischen den Arbeitsschritten B.1) und B.2) einer zerspanenden Bearbeitung unterzogen wird.

8. Einsatzgehärtetes Stahlbauteil, nämlich Zahnrad, Welle, Achse oder Werkzeughalter, bestehend aus einem Stahl, der aus (in Gew.-%) 0,12 - 0,25 % C, 0,20 - 0,80 % Si, 0,40 - 1,20 % Mn, 1,0 - 3,0 % Cr, 0,5 - 1,8 % Mo, 0,004 - 0,020 % N, bis zu 0,40 % S, 0,004 - 0,020 % Al, 0,0001 - 0,0025 % B, bis zu 0,10 % Nb, bis zu 0,015 % Ti, bis zu 0,20 % V, bis zu 0,5 % Ni, bis zu 1,0 % Co und als aus Rest Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen besteht, wobei das Stahlbauteil eine Randschicht mit einer Härte von 500 - 800 HV aufweist und in seinem Kernbereich zu mindestens 80 Vol.-% aus Bainit besteht, der aus hoch angelassenem Bainit, welcher aus dem Gefüge stammt, das das Stahlbauteil nach dem Einsetzen (Arbeitsschritt b.1) und vor dem Härten (Arbeitsschritt b.2) aufwies, und neu gebildetem Bainit sowie zu höchstens 20 Vol.-% aus Restaustenit, Ferrit, Perlit oder Martensit zusammengesetzt ist.

9. Stahlbauteil nach Anspruch 8, **dadurch gekennzeichnet, dass** es durch Anwendung des Verfahrens gemäß einem der Ansprüche 3 bis 5 hergestellt ist und das Gefüge im Kernbereich des Stahlbauteils eine Charpy-V Kerbschlagarbeit von mehr als 40 J aufweist.

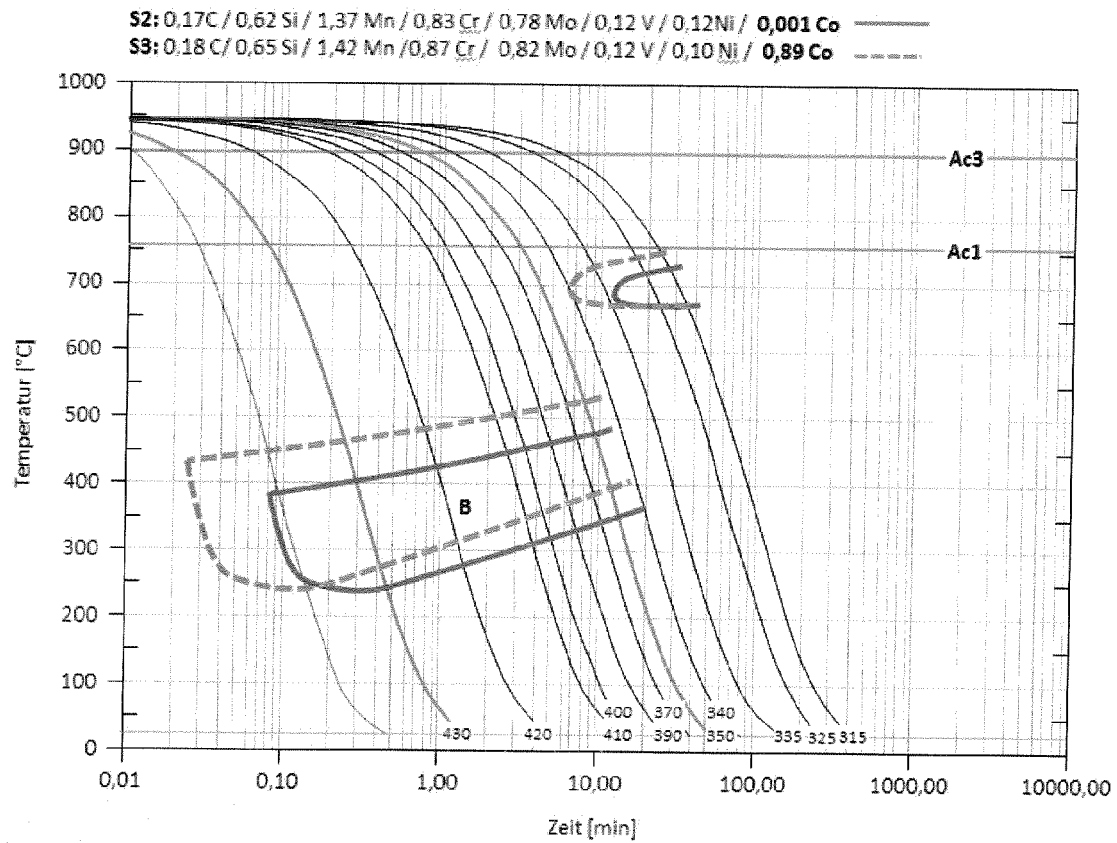


FIG. 1



EUROPÄISCHER RECHERCHENBERICHT

 Nummer der Anmeldung
EP 18 18 2024

5

10

15

20

25

30

35

40

45

50

55

EINSCHLÄGIGE DOKUMENTE			
Kategorie	Kennzeichnung des Dokuments mit Angabe, soweit erforderlich, der maßgeblichen Teile	Betrifft Anspruch	KLASSIFIKATION DER ANMELDUNG (IPC)
X	EP 2 357 262 A1 (HONDA MOTOR CO LTD [JP]) 17. August 2011 (2011-08-17)	1,6,7	INV. C21D9/28 C21D9/32 C23C8/02 C23C8/22 C23C8/26 C23C8/32 C23C8/34
Y	* Absatz [0001] - Absatz [0004] * * Absatz [0011] * * Absatz [0033] - Absatz [0036] * * Beispiel 4; Tabellen 1-2 * * Ansprüche 1-3 *	2	C23C8/80 C21D1/06 C21D1/18 C22C38/00 C22C38/02 C22C38/04 C22C38/06 C22C38/12 C22C38/42 C22C38/44
Y,D	EP 3 168 312 A1 (DEUTSCHE EDELSTAHLWERKE GMBH [DE]) 17. Mai 2017 (2017-05-17) * Absatz [0001] * * Absatz [0023] * * Absatz [0050] - Absatz [0053] * * Beispiele E1, E2, E4; Tabellen 1-2 * * Ansprüche 1-15 *	1-9	
Y	EP 2 578 717 A1 (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORP [JP]) 10. April 2013 (2013-04-10) * Absatz [0001] - Absatz [0004] * * Absatz [0097] - Absatz [0102] * * Beispiel A17; Tabellen 3, 4 * * Abbildung 6 *	1,2,6,7	
Y	US 2006/225814 A1 (MIZUNO KOKI [JP] ET AL) 12. Oktober 2006 (2006-10-12) * Absatz [0009] * * Absatz [0073] - Absatz [0076] * * Anspruch 11 * * Abbildung 1 *	1,2,6,7	RECHERCHIERTES SACHGEBIETE (IPC) C21D C23C C22C
Y	JP 2006 169637 A (SANYO SPECIAL STEEL CO LTD) 29. Juni 2006 (2006-06-29) * Absatz [0001] * * Absatz [0028] * * Absatz [0035] * * Ansprüche 1-3 *	1-5,8,9	
Der vorliegende Recherchenbericht wurde für alle Patentansprüche erstellt			
Recherchenort Den Haag		Abschlußdatum der Recherche 27. September 2018	Prüfer Neibecker, Pascal
KATEGORIE DER GENANNTE DOKUMENTE X : von besonderer Bedeutung allein betrachtet Y : von besonderer Bedeutung in Verbindung mit einer anderen Veröffentlichung derselben Kategorie A : technologischer Hintergrund O : nichtschriftliche Offenbarung P : Zwischenliteratur		T : der Erfindung zugrunde liegende Theorien oder Grundsätze E : älteres Patentdokument, das jedoch erst am oder nach dem Anmeldedatum veröffentlicht worden ist D : in der Anmeldung angeführtes Dokument L : aus anderen Gründen angeführtes Dokument & : Mitglied der gleichen Patentfamilie, übereinstimmendes Dokument	

EPO FORM 1503 03.82 (P04C03)



EUROPÄISCHER RECHERCHENBERICHT

Nummer der Anmeldung
EP 18 18 2024

5

10

15

20

25

30

35

40

45

50

55

EINSCHLÄGIGE DOKUMENTE			
Kategorie	Kennzeichnung des Dokuments mit Angabe, soweit erforderlich, der maßgeblichen Teile	Betrifft Anspruch	KLASSIFIKATION DER ANMELDUNG (IPC)
Y	EP 1 070 760 A2 (NISSAN MOTOR [JP]) 24. Januar 2001 (2001-01-24) * Absatz [0001] * * Absatz [0008] * * Abbildung 6N * -----	1-5,8,9	C22C38/46 C22C38/48 C22C38/50 C22C38/52 C22C38/54 C22C38/60
			RECHERCHIERTE SACHGEBIETE (IPC)
Der vorliegende Recherchenbericht wurde für alle Patentansprüche erstellt			
Recherchenort Den Haag		Abschlußdatum der Recherche 27. September 2018	Prüfer Neibecker, Pascal
KATEGORIE DER GENANNTEN DOKUMENTE X : von besonderer Bedeutung allein betrachtet Y : von besonderer Bedeutung in Verbindung mit einer anderen Veröffentlichung derselben Kategorie A : technologischer Hintergrund O : nichtschriftliche Offenbarung P : Zwischenliteratur		T : der Erfindung zugrunde liegende Theorien oder Grundsätze E : älteres Patentedokument, 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	

1
EPO FORM 1503 03 82 (P04C03)

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

EP 18 18 2024

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.

27-09-2018

Im Recherchenbericht angeführtes Patentdokument	Datum der Veröffentlichung	Mitglied(er) der Patentfamilie	Datum der Veröffentlichung
EP 2357262 A1	17-08-2011	EP 2357262 A1	17-08-2011
		JP 5123335 B2	23-01-2013
		JP 2011153364 A	11-08-2011
EP 3168312 A1	17-05-2017	CA 3005378 A1	26-05-2017
		CN 108474049 A	31-08-2018
		EP 3168312 A1	17-05-2017
		KR 20180071357 A	27-06-2018
		WO 2017085072 A1	26-05-2017
EP 2578717 A1	10-04-2013	CN 103003459 A	27-03-2013
		EP 2578717 A1	10-04-2013
		JP 5135561 B2	06-02-2013
		JP W02012067181 A1	12-05-2014
		KR 20130021417 A	05-03-2013
		US 2013087250 A1	11-04-2013
		WO 2012067181 A1	24-05-2012
US 2006225814 A1	12-10-2006	DE 102006017263 A1	26-10-2006
		JP 2006291310 A	26-10-2006
		US 2006225814 A1	12-10-2006
JP 2006169637 A	29-06-2006	KEINE	
EP 1070760 A2	24-01-2001	DE 60030364 T2	30-08-2007
		EP 1070760 A2	24-01-2001
		JP 4022607 B2	19-12-2007
		JP 2001098343 A	10-04-2001
		US 6569267 B1	27-05-2003

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 3168312 A1 [0017] [0018]