

(19)



(11)

EP 4 818 339 A1

(12)

EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG

(43) Veröffentlichungstag:
07.10.2026 Patentblatt 2026/41

(21) Anmeldenummer: **26170065.2**

(22) Anmeldetag: **31.03.2026**

(51) Internationale Patentklassifikation (IPC):

C21D 6/00 (2006.01) **C21D 6/02** (2006.01)
C21D 8/0247 (2026.01) **C22C 38/00** (2006.01)
C22C 38/02 (2006.01) **C22C 38/04** (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01) **C22C 38/42** (2006.01)
C22C 38/44 (2006.01) **C22C 38/48** (2006.01)
C22C 38/46 (2006.01) **C22C 38/56** (2006.01)
C22C 38/58 (2006.01) **C22C 38/50** (2006.01)
C22C 38/54 (2006.01)

(52) Gemeinsame Patentklassifikation (CPC):

C22C 38/001; C21D 1/25; C21D 6/004; C21D 7/13;
C21D 8/00; C21D 9/0068; C22C 38/02;
C22C 38/04; C22C 38/06; C22C 38/42;
C22C 38/44; C22C 38/46; C22C 38/48;
C22C 38/50; C22C 38/54; (Forts.)

(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 ME MK MT NL
NO PL PT RO RS SE SI SK SM TR

Benannte Erstreckungsstaaten:

BA

Benannte Validierungsstaaten:

GE KH LA MA MD TN

(30) Priorität: **01.04.2025 DE 102025112662**

(71) Anmelder:

- **Bayern-Chemie Gesellschaft für flugchemische Antriebe mbH**
84544 Aschau am Inn (DE)

- **Schmiedewerke Gröditz GmbH**
01609 Gröditz (DE)

(72) Erfinder:

- **Esterl, Raphael**
84544 Aschau am Inn (DE)
- **Hänsel, Claudia**
09509 Pockau-Lengefeld (DE)
- **Dubberstein, Tobias**
04229 Leipzig (DE)

(74) Vertreter: **Isarpatent**

Patent- und Rechtsanwälte Part G mbB
Friedrichstrasse 31
80801 München (DE)

(54) **WERKSTOFF, VERFAHREN ZUR HERSTELLUNG EINES WERKSTOFFS UND VERWENDUNG DES WERKSTOFFS**

(57) Die vorliegende Erfindung betrifft einen Werkstoff, der aus 0,05 - 2 Gew.% Kohlenstoff (C); 0,5 - 10 Gew.% Nickel (Ni); 0,1 - 5 Gew.% Mangan (Mn); 0,1 - 5 Gew.% Chrom (Cr); 0,1 - 5 Gew.% Molybdän (Mo); 0,002 - 0,2 Gew.% Niob (Nb); 0,0002 - 0,02 Gew.% Bor (B); 0,0002 - 0,02 Gew.% Stickstoff (N); 0 - 2,0 Gew.% Silicium (Si); 0 - 0,5 Gew.% Aluminium (Al); 0 - 0,5 Gew.% Titan (Ti); 0 - 1 Gew.% Vanadium (V); 0 - 0,5 Gew.% Wolfram (W); 0 - 0,1 Gew.% Kupfer (Cu); und Eisen (Fe) sowie unvermeidbare Elemente als Rest besteht, bezogen auf das Gesamtgewicht des Werkstoffs, wobei der Werkstoff ein Gefüge mit einer durchschnittlichen Korngröße von 1 bis 20 µm aufweist. Ferner betrifft die Erfindung ein Herstellungsverfahren eines Werkstoffs und die Verwendung eines Werkstoffs.

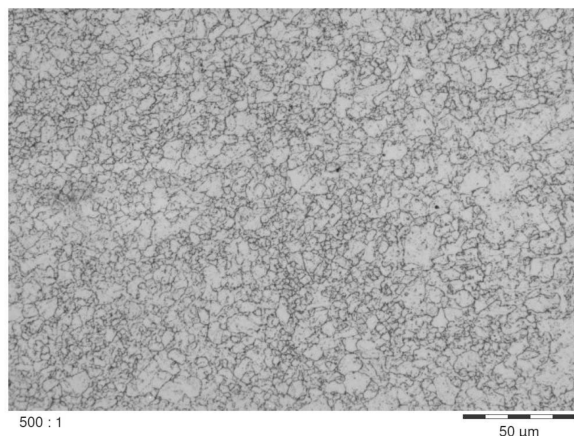


Fig. 1

EP 4 818 339 A1

(52) Gemeinsame Patentklassifikation (CPC): (Forts.)
C22C 38/56; C22C 38/58; C21D 2211/002;
C21D 2211/008

Beschreibung**Gebiet der Erfindung**

- 5 **[0001]** Die Erfindung betrifft einen Werkstoff, insbesondere einen Stahl, ein Verfahren zur Herstellung eines Werkstoffs sowie dessen Verwendung.

Stand der Technik

- 10 **[0002]** Stahl ist ein Konstruktionswerkstoff, der sich durch seine vielseitige Verarbeitbarkeit und hohe Festigkeit auszeichnet. Zur Erhöhung der Festigkeit von Stählen ist die Mischkristall- und Umwandlungshärtung bekannt. Der Nachteil der Mischkristall- und Umwandlungshärtung besteht in der diametralen Abhängigkeit der Schweißbarkeit vom Gehalt der Legierungselemente. Dies ist im sogenannten Kohlenstoffäquivalent (CEV) festgelegt. So weisen Vergütungsstähle, die sich der Mischkristall- und Umwandlungshärtung bedienen, eine verminderte Schweißbarkeit und damit
15 ein hohes Kohlenstoffäquivalent auf.

- [0003]** Ein Lösungsansatz stellt die sogenannte Feinkornhärtung dar. Durch die Kombination von Prozessbedingungen und eine gezielte Auswahl von (Mikro-)Legierungselementen können Gefügeprozesse gesteuert werden, sodass nach der γ - α -Umwandlung ein feinkörniges Gefüge entsteht. Diese Art der Festigkeitssteigerung steigert anders als andere Konzepte gleichzeitig auch Zähigkeit und Duktilität. Dieses Konzept wird in Form des thermomechanischen (TM) Walzens
20 von Kranbaustählen und Pipelines angewandt. Die Gefügeprozesse dieser Stähle werden durch Zugabe von Mikrolegierungselemente (idR. Gehalte $< 0,1\%$) wie Nb, V, Ti, Al oder B so weit verlangsamt, dass ein versetzungsreicher Austenit entsteht. Diese Versetzungen sind Keimstellen für die folgende γ - α Umwandlung. Es stellt sich ein feines (ferritisches, bainitisches oder martensitisches) Gefüge ein, was gute Festigkeits- und Zähigkeitswerte aufweist. Durch dieses Konzept kann der Gehalt schweißmindernder Elemente verringert werden. Siehe Kapitel 2.3 in Metallic Materials
25 Properties Development and Standardization Handbook, April 2015, Batelle Memorial Institute, USA.

- [0004]** Beim thermomechanischen Walzen herrschen prozessbedingt hohe Umformgrade und Umformgeschwindigkeiten um die Einförmigkeit des Austenitkorns zu gewährleisten und so Keimstellen für die folgende Umwandlung zu generieren. Das gezielte Abbremsen der Mikrostrukturvorgänge und Umformung innerhalb einer sog. Rekristallisationsstoptemperatur bedingt die Ausbildung unterschiedlicher nachteiliger Anisotropieeffekte. Diese verschleppen sich
30 über nachgelagerte Wärmebehandlungen und sind kaum auszuschließen. Klassisch vergütete Schmiedestähle, die sich o.g. Festigkeitskonzepte bedienen, sind in dieser Festigkeitsklasse nicht mehr schweißbar und zeigen zudem unzureichende Kerbschlagwerte und Bruchzähigkeit.

- [0005]** Ein weiterer Nachteil solcher konventionell hergestellten Bauteile ist, dass diese nach dem Verschweißen erneut vergütet werden müssen, um die mechanischen Eigenschaften einzustellen. Dies hat zur Folge, dass die Bauteile
35 nachfolgend mechanisch nachbearbeitet werden müssen um die geometrischen Vorgaben zu erfüllen. Eine solche mechanische Nachbearbeitung ist zeit- und kostenintensiv.

- [0006]** Demnach besteht der Bedarf an der Entwicklung eines Werkstoffs, der verbesserte mechanische Eigenschaften wie Festigkeit, Zähigkeit und Kerbschlagarbeit bei gleichzeitiger Gewährleistung der Schweißbarkeit aufweist. Ferner besteht der Bedarf an einem Werkstoff, der nach dem Schweißen nicht mehr erneut vergütet werden muss, um die
40 mechanischen Eigenschaften einzustellen. Ferner besteht der Bedarf an der Entwicklung eines Verfahrens zur Herstellung dieses Werkstoffs und insbesondere an der Entwicklung eines Verfahrens, bei dem die Ausbildung von Anisotropieeffekten verhindert wird.

Zusammenfassung der Erfindung

- 45 **[0007]** In einem ersten Aspekt stellt die vorliegende Erfindung einen Werkstoff bereit, der aus 0,05 - 2 Gew.% Kohlenstoff (C); 0,5 - 10 Gew.% Nickel (Ni); 0,1 - 5 Gew.% Mangan (Mn); 0,1 - 5 Gew.% Chrom (Cr); 0,1 - 5 Gew.% Molybdän (Mo); 0,002 - 0,2 Gew.% Niob (Nb); 0,0002 - 0,02 Gew.% Bor (B); 0,0002 - 0,02 Gew.% Stickstoff (N); 0 - 2,0 Gew.% Silicium (Si); 0 - 0,5 Gew.% Aluminium (Al); 0 - 0,5 Gew.% Titan (Ti); 0 - 1 Gew.% Vanadium (V); 0 - 0,5 Gew.%
50 Wolfram (W); 0 - 0,1 Gew.% Kupfer (Cu); und Eisen (Fe) sowie unvermeidbare Elemente als Rest besteht, bezogen auf das Gesamtgewicht des Werkstoffs, wobei der Werkstoff ein Gefüge mit einer durchschnittlichen Korngröße von 1 bis 20 μm aufweist. Die Erfinder haben herausgefunden, dass der erfindungsgemäße Werkstoff hervorragende mechanische Eigenschaften wie eine hohe Festigkeit bei gleichzeitig hoher Zähigkeit aufweist und dabei ausgezeichnet schweißbar ist. Ferner weist der erfindungsgemäße Werkstoff ein ausgezeichnetes Streckgrenzenverhältnis und eine verbesserte Kerbschlagarbeit auf. Außerdem muss der erfindungsgemäße Werkstoff nach dem Schweißen nicht mehr erneut vergütet werden, wodurch eine kostenintensive mechanische Nachbearbeitung von geschweißten Bauteilen vermieden wird.

- [0008]** In einem weiteren Aspekt wird ein Verfahren zur Herstellung eines Werkstoffs bereitgestellt, umfassend Bereitstellen eines Stahls umfassend Ni, Mn, Cr, N und Mo; Legieren des Stahls mit Nb und B zum Erhalt eines legierten

Stahls; Entgasen des legierten Stahls zum Erhalt eines entgasten Stahls; Aufsticken des entgasten Stahls zum Erhalt eines stickstoffbehandelten Stahls, Umschmelzen des stickstoffbehandelten Stahls zum Erhalt eines umgeschmolzenen Stahls; Verarbeiten des umgeschmolzenen Stahls zum Erhalt eines verarbeiteten Stahls, wobei das Verarbeiten ausgewählt ist aus der Gruppe bestehen aus Schmieden, Walzen, Verarbeiten durch ein additives Fertigungsverfahren oder Kombinationen davon, und Vergüten des verarbeiteten Stahls zum Erhalt des Werkstoffs. Durch dieses Verfahren kann ein Werkstoff hergestellt werden, der die gleichen Vorteile wie der Werkstoff des ersten Aspekts aufweist. Im Gegensatz zum thermomechanischen Walzen wird durch das erfindungsgemäße Verfahren die Ausbildung von Anisotropieeffekten verhindert. Weiterhin ist das Verfahren ökonomischer und weniger kostenintensiv als herkömmliche Verfahren, insbesondere da die Nachbearbeitung von geschweißten Bauteilen nicht nötig ist.

[0009] In einem weiteren Aspekt stellt die vorliegende Erfindung die Verwendung des Werkstoffs gemäß dem ersten Aspekt in Baugruppen bereit, die mittels Schweißen gefügt werden. Durch die Verwendung des erfindungsgemäßen Werkstoffs wird eine anschließende kostenintensive mechanische Nachbearbeitung vermieden. Dies ist insbesondere bei Baugruppen von Vorteil, die aus hochbelasteten Bauteilen mit einer hohen Präzision durch Schweißen miteinander gefügt werden müssen.

[0010] Weitere Aspekte der vorliegenden Erfindung sind den abhängigen Ansprüchen und der detaillierten Beschreibung zu entnehmen.

Figuren

[0011] Die beiliegenden Zeichnungen sollen Ausführungsformen der vorliegenden Erfindung veranschaulichen und ein weiteres Verständnis dieser vermitteln. Im Zusammenhang mit der Beschreibung dienen sie der Erklärung von Konzepten und Prinzipien der Erfindung. Andere Ausführungsformen und viele der genannten Vorteile ergeben sich im Hinblick auf die Zeichnungen. Die Elemente der Zeichnungen sind nicht notwendigerweise maßstabsgetreu zueinander dargestellt. Gleiche, funktionsgleiche und gleich wirkende Elemente, Merkmale und Komponenten sind in den Figuren der Zeichnungen, sofern nichts anderes ausgeführt ist, jeweils mit denselben Bezugszeichen versehen.

Fig. 1: Darstellung einer Gefügestruktur eines beispielhaften erfindungsgemäßen Werkstoffs.

Fig. 2: Weitere Darstellung einer Gefügestruktur eines beispielhaften erfindungsgemäßen Werkstoffs.

Detaillierte Beschreibung der Erfindung

Definitionen

[0012] So nicht anderweitig definiert haben hierin verwendete technische und wissenschaftliche Ausdrücke dieselbe Bedeutung, wie sie von einem Fachmann auf dem Fachgebiet der Erfindung gemeinhin verstanden wird.

[0013] Mengenangaben im Rahmen der vorliegenden Erfindung beziehen sich auf Gew.%, soweit nicht anderweitig angegeben oder aus dem Kontext ersichtlich ist.

[0014] Ein "Gefüge" bezeichnet im Rahmen der Erfindung den Aufbau und die Ordnung der Bestandteile eines Werkstoffs auf mikroskopischer Ebene. Insbesondere sind dadurch keine makroskopischen Schichtstrukturen mitumfasst.

[0015] "Martensit" ist im Kontext der Erfindung nicht besonders limitiert. Wie allgemein bekannt ist Martensit eine metastabile Phase von Stahl, die sich durch ein feinnadeliges, sehr hartes Gefüge auszeichnet. Martensit entsteht durch einen diffusionslosen Umklappvorgang aus dem kubisch-flächenzentrierten Gitter des Austenits in ein, durch interstitiell gelöste Elemente C und/oder N, verzerrtes kubisch raumzentriertes Gitter bis hin zu einem tetragonal raumzentrierten Gitter während einer raschen Abkühlung des Stahls.

[0016] "Austenit" ist im Kontext der Erfindung nicht besonders limitiert. Wie allgemein bekannt ist Austenit eine metastabile Phase von Stahl, die eine kubisch-flächenzentrierte Struktur aufweist. Austenit bildet sich typischerweise oberhalb von 911 °C.

[0017] "Abschrecken" ist im Kontext der Erfindung nicht besonders limitiert. Wie allgemein bekannt ist das Abschrecken eine schnelle Abkühlung eines Werkstoffes von erhöhten Temperaturen.

[0018] Der Begriff der "Korngröße" ist nicht besonders limitiert. Unter einer "Korngröße" wird allgemein die Größe einzelner Partikel bzw. Körner in einem Gemenge verstanden. Im Kontext der vorliegenden Erfindung bezieht sich die Korngröße auf den Äquivalenzdurchmesser der Kristallite bzw. Körner in einem Stahl. Die Korngröße kann durch Anätzen eines Querschliffs des Stahls und anschließender lichtmikroskopischer Untersuchung des Querschliffs bestimmt werden. Gemäß einigen Ausführungsformen wird die durchschnittliche Korngröße nach DIN ISO 643:2020 bestimmt.

[0019] "Streckgrenzenverhältnis" ist im Kontext der Erfindung nicht besonders limitiert. Wie allgemein bekannt ist das Streckgrenzenverhältnis der Quotient aus der oberen Streckgrenze bzw. der Ersatzdehngrenze zur Zugfestigkeit. Das

Streckgrenzenverhältnis gibt damit an, wie viel Zugspannungsspielraum für eine Konstruktion zur Verfügung steht, bis das Versagen des Werkstoffes deutlich einsetzt.

[0020] Der Begriff "Kohlenstoffäquivalent (CEV)" ist im Kontext der vorliegenden Erfindung nicht besonders limitiert. Wie allgemein bekannt ist das Kohlenstoffäquivalent eine Vergleichsgröße, die etwas über die Schweißbarkeit eines Stahls aussagt. In manchen Ausführungsformen wird das Kohlenstoffäquivalent gemäß folgender Formel berechnet:

$$CEV (\%) = C (\text{Gew.} \%) + \frac{Mn (\text{Gew.} \%) }{6} + \frac{Cu (\text{Gew.} \%) + Ni (\text{Gew.} \%) }{15} + \frac{Cr (\text{Gew.} \%) + Mo (\text{Gew.} \%) + V (\text{Gew.} \%) }{5}$$

[0021] "Raumtemperatur (RT)" ist im Kontext der vorliegenden Erfindung nicht besonders limitiert. Gemäß einigen Ausführungsformen ist mit Raumtemperatur eine Temperatur von 20 - 25 °C gemeint. In bevorzugten Ausführungsformen ist entspricht Raumtemperatur 23 °C.

[0022] Der Begriff "Vergütungsstahl" ist im Kontext der Erfindung nicht besonders limitiert. Wie allgemein handelt es sich bei einem Vergütungsstahl um einen unlegierten oder legierten Baustahl (Qualitäts- und Edeltaustahl), der aufgrund seiner chemischen Zusammensetzung (gemäß mancher Ausführungsformen 0,25 - 0,7 Gew.% Kohlenstoff (C), bezogen auf das Gesamtgewicht des Vergütungsstahls) zum Vergüten geeignet ist und im vergüteten Zustand hohe Festigkeit bei gleichzeitig guter Zähigkeit aufweist. Infolge des Kohlenstoffgehalts muss bei einem herkömmlichen Vergütungsstahl mit örtlicher Aufhärtung in der Schweißzone gerechnet werden.

[0023] "Vergüten" ist im Kontext der vorliegenden Erfindung nicht besonders limitiert. Das Vergüten eine aus Härten und Anlassen bestehende Wärmebehandlung, die gemäß manchen Ausführungsformen oberhalb 550 °C durchgeführt wird. Durch die Umwandlungshärtung wird die Festigkeit gesteigert, zugleich aber auch das Gefüge neu gebildet und gefeint. Durch das Anlassen wird die Zähigkeit erhöht.

[0024] "Anlassen" ist im Kontext der Erfindung nicht besonders limitiert. In manchen Ausführungsformen ist das Anlassen Teil des Vergütens. Gemäß bestimmten Ausführungsformen umfasst das Anlassen das Erwärmen des Stahls und/oder Werkstoffs und/oder Bauteils auf Temperaturen von 400 - 650 °C, das Halten bei dieser Temperatur und das nachfolgende Abkühlen.

[0025] Der Begriff "Legieren" ist im Kontext der Erfindung nicht besonders limitiert. Wie allgemein bekannt werden beim Legieren chemische Element dem Stahl zugegeben, um dessen Eigenschaften in ganz bestimmter Weise zu beeinflussen.

[0026] Der Begriff "Homogenisieren" ist im Kontext der Erfindung nicht besonders limitiert. Wie allgemein bekannt ist mit dem Begriff das Lösungsglühen, Diffusionsglühen und/oder das Ausgleichsglühen gemeint. Das Homogenisieren ist allgemein eine Wärmebehandlung, die Ausscheidungen in feste Lösung überführen und durch rasches Abkühlen in Lösung halten soll.

[0027] Der Begriff "additives Fertigungsverfahren" ist im Rahmen der Erfindung nicht besonders limitiert. Wie allgemein bekannt bezeichnet ein additives Fertigungsverfahren einen Prozess, bei dem auf Basis von digitalen 3D-Konstruktionsdaten durch das Ablagern von Material ein Bauteil schichtweise aufgebaut wird. In manchen Ausführungsformen umfasst das additive Fertigungsverfahren ein Strahlschmelzverfahren.

[0028] Ein erster Aspekt der Erfindung bezieht sich auf einen Werkstoff, der aus 0,05 - 2 Gew.%, bevorzugt 0,1 - 0,6 Gew.-% und weiter bevorzugt 0,15 - 0,5 Gew.-% Kohlenstoff (C); 0,5 - 10, bevorzugt 0,7 - 5 und weiter bevorzugt 1 - 3 Gew.% Nickel (Ni); 0,1 - 5 Gew.%, bevorzugt 0,5 - 3 Gew.-% und weiter bevorzugt 0,7 - 1,5 Gew.% Mangan (Mn); 0,1 - 5 Gew.%, bevorzugt 0,3 - 2 Gew.% und weiter bevorzugt 0,5 - 1 Gew.% Chrom (Cr); 0,1 - 5 Gew.%, bevorzugt 0,2 - 1,5 Gew.-% und weiter bevorzugt 0,3 - 1,2 Gew.-% Molybdän (Mo); 0,002 - 0,2 Gew.%, bevorzugt 0,005 - 0,1 Gew.% und weiter bevorzugt 0,01 - 0,05 Gew.-% Niob (Nb); 0,0002 - 0,02 Gew.%, bevorzugt 0,0005 - 0,01 und weiter bevorzugt 0,0007 - 0,003 Gew.% Bor (B); 0,0002 - 0,02 Gew.%, bevorzugt 0,0005 - 0,01 Gew.-% und weiter bevorzugt 0,0007 - 0,005 Gew.-% Stickstoff (N); 0 - 2,0 Gew.%, bevorzugt >0 - 0,5 und weiter bevorzugt 0,01 - 0,2 Gew.% Silicium (Si); 0 - 0,5 Gew.%, bevorzugt >0 - 0,1 Gew.% und weiter bevorzugt 0,005 - 0,05 Gew.% Aluminium (Al); 0 - 0,5 Gew.%, bevorzugt >0 - 0,1 und weiter bevorzugt 0,005 - 0,05 Gew.% Titan (Ti); 0 - 1 Gew.%, bevorzugt >0 - 0,5 und weiter bevorzugt 0,01 - 0,2 Gew.% Vanadium (V); 0 - 0,5 Gew.%, bevorzugt >0 - 0,1 Gew.% und weiter bevorzugt 0,001 - 0,03 Gew.% Wolfram (W); 0 - 0,1 Gew.%, bevorzugt >0 - 0,05 Gew.% und weiter bevorzugt 0,0005 - 0,01 Gew.% Kupfer (Cu); und Eisen (Fe) sowie unvermeidbare Elemente als Rest besteht, bezogen auf das Gesamtgewicht des Werkstoffs. Dabei addieren sich die Anteile aller Komponenten im Werkstoff zu 100 Gew.%. Die unvermeidbaren Elemente können Verunreinigungen des Werkstoffs bedingt durch die Reinheit der Ausgangsmaterialien, durch die Herstellung des Werkstoffs oder dessen Prozessierung sein. Insbesondere können die unvermeidbaren Elemente aus der Herstellung der Stahlschmelze stammen. Gemäß bestimmten Ausführungsformen können die unvermeidbaren Elemente Cobalt (Co), Phosphor (P), Schwefel (S), Zinn (Sn), Calcium (Ca), Zirkonium (Zr), Arsen (As) und/oder Sauerstoff (O) sein. In manchen Ausführ-

rungsformen beträgt der Gesamtgehalt der unvermeidbaren Elemente maximal 0,05 Gew.% und bevorzugt weniger als 0,03 Gew.%. In einigen Ausführungsformen wird der Gehalt an C und/oder S durch ein Verbrennungsverfahren bestimmt. Gemäß bestimmten Ausführungsformen wird der Gehalt an O und/oder N durch eine Schmelzgasextraktion und optional durch eine Schmelzgasextraktion mittels eines Trägergasverfahrens bestimmt. In manchen Ausführungsformen wird der Gehalt der restlichen Elemente, insbesondere der Gehalte an Si, Mn, P, Cr, Mo, Ni, Al, Co, Cu, Nb, Ti, V, W, Sn, B, Ca, Zr und/oder As mittels Funkenemissionsspektrometrie bestimmt. Der Werkstoff weist ferner ein Gefüge mit einer durchschnittlichen Korngröße von 1 bis 20 µm, bevorzugt 3 bis 15 µm und weiter bevorzugt 5 bis 10 µm auf. Gemäß bestimmten Ausführungsformen wird die Korngröße nach DIN ISO 643:2020 bestimmt. In manchen Ausführungsformen wird die Gefügekornung mittels einer Prikinsäureätzung nach Bechet-Beaujard sichtbar gemacht und die Korngröße nach DIN ISO 643:2020 bestimmt.

[0029] Der erfindungsgemäße Werkstoff weist eine hohe Festigkeit bei gleichzeitig hoher Zähigkeit auf und ist dabei hervorragend schweißbar. Ferner weist der erfindungsgemäße Werkstoff ein ausgezeichnetes Streckgrenzenverhältnis und eine verbesserte Kerbschlagarbeit auf. Zudem sind selbst große Rohlinge des Werkstoffs durchhärtpbar. Ferner muss der erfindungsgemäße Werkstoff nach dem Schweißen nicht mehr erneut vergütet werden, wodurch eine kostenintensive mechanische Nachbearbeitung von geschweißten Bauteilen vermieden wird. Diese Effekte sind in den oben genannten bevorzugten Bereichen besonders ausgeprägt. Ohne an eine bestimmte Theorie gebunden sein zu wollen wird vermutet, dass die genannten technischen Wirkungen des Werkstoffs durch die Kombination der spezifischen Zusammensetzung und des feinen Gefüges erreicht werden. Die Schweißbarkeit kann dabei durch die Reduktion interstitieller und substitutioneller Legierungselemente wie C, Cr, Mn, Ni und Mo ermöglicht werden. Die gleichzeitige Festigkeit und Zähigkeit kann dadurch sichergestellt werden, dass dem Ausgangsmaterial wie beispielsweise einem Vergütungsstahl Niob zulegiert wird, wodurch eine Gefügefeynung ermöglicht wird. Der Senkung der Martensitstarttemperatur durch die Gefügefeynung kann durch die Zugabe an Bor entgegengesteuert werden, wodurch eine Durchvergütung gewährleistet werden kann.

[0030] In einigen Ausführungsformen wird der Werkstoff aus einem Stahl und/oder Vergütungsstahl hergestellt, wobei der Stahl und/oder Vergütungsstahl Ni, Mn, Cr und Mo umfasst. Gemäß bestimmten Ausführungsformen wird der Werkstoff durch Legieren eines Stahls umfassend Ni, Mn, Cr und Mo mit Nb und B und optional Ti und/oder V erhalten. In manchen Ausführungsformen wird der Werkstoff durch das Verfahren des zweiten Aspekts der vorliegenden Erfindung erhalten.

[0031] Gemäß bestimmten Ausführungsformen besteht der Werkstoff aus 0,20 - 0,25 Gew.-% C; 1,9 - 2,3 Gew.-% Ni; 0,9 - 1,3 Gew.-% Mn; 0,5 - 0,9 Gew.-% Cr; 0,3 - 0,7 Gew.-% Mo; 0,01 - 0,03 Gew.-% Nb; 0,0007 - 0,0025 Gew.-% B; 0,0009 - 0,003 Gew.-% N; 0,01 - 0,03 Gew.-% Si; 0,01 - 0,03 Gew.-% Al; optional 0,02 - 0,04 Gew.-% Ti; optional 0,07 - 0,13 Gew.-% V; optional 0,009 - 0,020 Gew.-% W; optional 0,005 - 0,009 Gew.-% Cu; und Fe sowie unvermeidbare Elemente als Rest, bezogen auf das Gesamtgewicht des Werkstoffs, wobei der Werkstoff ein Gefüge mit einer durchschnittlichen Korngröße von 5 bis 10 µm aufweist. Bei diesem Werkstoff sind die oben genannten technischen Wirkungen besonders ausgeprägt.

[0032] In einigen Ausführungsformen umfasst der Werkstoff >0 - 0,5 Gew.%, bevorzugt >0 - 0,1 und weiter bevorzugt >0 - 0,05 Gew.% Ti, bezogen auf das Gesamtgewicht des Werkstoffs. Alternativ oder zusätzlich kann der Werkstoff >0 - 1 Gew.%, bevorzugt >0 - 0,5 und weiter bevorzugt >0 - 0,2 Gew.% V umfassen, bezogen auf das Gesamtgewicht des Werkstoffs. Wenn Ti und/oder V im Werkstoff vorhanden sind, sind die oben genannten technischen Wirkungen noch weiter ausgeprägt.

[0033] Gemäß bestimmten Ausführungsformen weist der Werkstoff Nitride, Carbide und/oder Carbonitride auf. Dabei kann es sich in manchen Ausführungsformen um Nitride, Carbide und/oder Carbonitride des Nb, B, Ti, V und/oder Al handeln, bevorzugt um Nitride, Carbide und/oder Carbonitride des Nb und B. Durch das Vorliegen solcher Nitride, Carbide und/oder Carbonitride kann die Festigkeit und Zähigkeit des erfindungsgemäßen Werkstoffs weiter erhöht werden, wobei die Schweißbarkeit weiter gewährleistet bleibt. In manchen Ausführungsformen weist der erfindungsgemäße Werkstoff die Nitride, Carbide und/oder Carbonitride an den Korngrenzen des Gefüges auf. Ohne an eine bestimmte Theorie gebunden sein zu wollen wird vermutet, dass durch die Nitride, Carbide und/oder Carbonitride an den Korngrenzen des Gefüges eine mechanische Anisotropie verhindert und die Gefügefeynung weiter gefördert wird. Mikrolegierungselemente wie Nb, B, Ti und V können in Form von Nitriden, Carbiden und/oder Carbonitriden an den Korngrenzen ausscheiden und diese "festhalten". Alternativ oder zusätzlich können diese Mikrolegierungselemente in gelöster Form an den Korngrenzen haften. Dadurch kann die Bildung einer Gefüge- und daraus resultierenden mechanischen Anisotropie verhindert werden, wodurch die Ausbildung nachteiliger Texturen vermieden wird. Nicht umformungsinduziert ausgeschiedene Mikrolegierungselemente können beim Anlassen ausscheiden und zu weiterer Festigkeitserhöhung ohne Senkungen der Kerbschlagwerte führen. Gemäß einigen Ausführungsformen liegen die Nitride, Carbide und/oder Carbonitride als Ausscheidungen mit einem Durchmesser von 1 - 150 nm, bevorzugt 10 - 130 nm und weiter bevorzugt 20 - 100 nm an den Korngrenzen vor. Der Durchmesser der Ausscheidungen wird mittels Elektronenmikroskopie, Focused Ion Beam und Atomsonde bestimmt. Bei Vorliegen solcher Ausscheidungen sind die oben genannten technischen Effekte besonders ausgeprägt.

[0034] Gemäß einigen Ausführungsformen weist der erfindungsgemäße Werkstoff ein Kohlenstoffäquivalent (CEV) von maximal 1,5%, bevorzugt maximal 1,3% und weiter bevorzugt maximal 1,0% auf. Dadurch wird die Ausbildung von

Härterissen beim Schweißen weiter verringert. Insbesondere wird beim erfindungsgemäßen Werkstoff eine hohe Festigkeit und Zähigkeit trotz des niedrigen Kohlenstoffäquivalents erreicht. Ohne an eine bestimmte Theorie gebunden werden zu wollen wird vermutet, dass diese technischen Wirkungen durch den Zusammenhang der spezifischen Zusammensetzung des Werkstoffs und des feinen Gefüges ermöglicht wird. Gemäß einigen Ausführungsformen kann das Kohlenstoffäquivalent dadurch erreicht werden, dass der Werkstoff nach dem Verfahren gemäß des zweiten Aspekts der vorliegenden Erfindung hergestellt wird.

[0035] In bestimmten Ausführungsformen ist der Werkstoff im Wesentlichen isotrop. Dadurch ist das Vorliegen nachteiliger Texturen im Werkstoff verringert. Wie oben beschrieben weist der erfindungsgemäße Werkstoff eine hohe Festigkeit und Zähigkeit auf und ist dabei gleichzeitig ausgezeichnet schweißbar, wobei allerdings kein thermomechanisches Walzen zur Herstellung benötigt wird. Dadurch werden Anisotropieeffekte weiter minimiert.

[0036] In manchen Ausführungsformen weist der Werkstoff eine Zugfestigkeit von mindestens 1000 MPa, bevorzugt 1100 MPa und besonders bevorzugt 1150 MPa auf. Gemäß bestimmten Ausführungsformen wird die Zugfestigkeit nach DIN EN ISO 6892-1 bestimmt. In bestimmten Ausführungsformen wird die Zugfestigkeit bei Raumtemperatur bestimmt. Insbesondere kann der erfindungsgemäße Werkstoff eine solch hohe Zugfestigkeit von mindestens 1000 MPa und dennoch ein niedriges Kohlenstoffäquivalent von maximal 1,5 aufweisen. Gemäß einigen Ausführungsformen kann die Zugfestigkeit dadurch erreicht werden, dass der Werkstoff nach dem Verfahren gemäß des zweiten Aspekts der vorliegenden Erfindung hergestellt wird. Alternativ oder zusätzlich kann der Werkstoff gemäß einigen Ausführungsformen ein Streckgrenzenverhältnis von größer als 0,6, bevorzugt größer als 0,7 und noch bevorzugter größer als 0,9 aufweisen. In bestimmten Ausführungsformen wird das Streckgrenzenverhältnis bei Raumtemperatur bestimmt. Insbesondere kann der erfindungsgemäße Werkstoff ein solches Streckgrenzenverhältnis bei gleichzeitiger hoher Zugfestigkeit von mindestens 1000 MPa und dennoch einem niedrigen Kohlenstoffäquivalent von maximal 1,5 aufweisen. Gemäß einigen Ausführungsformen kann das Streckgrenzenverhältnis dadurch erreicht werden, dass der Werkstoff nach dem Verfahren gemäß des zweiten Aspekts der vorliegenden Erfindung hergestellt wird. Alternativ oder zusätzlich kann der Werkstoff in bestimmten Ausführungsformen eine Bruchdehnung von 10 - 20%, bevorzugt 12 - 18% und weiter bevorzugt 13 - 16% aufweisen. Gemäß einigen Ausführungsformen wird die Bruchdehnung bei Raumtemperatur bestimmt. In manchen Ausführungsformen wird die Bruchdehnung gemäß DIN EN ISO 6892-1:2019 bestimmt. Insbesondere kann der erfindungsgemäße Werkstoff eine solche Bruchdehnung bei gleichzeitiger hoher Zugfestigkeit von mindestens 1000 MPa und dennoch einem niedrigen Kohlenstoffäquivalent von maximal 1,5 aufweisen. Gemäß einigen Ausführungsformen kann die Bruchdehnung dadurch erreicht werden, dass der Werkstoff nach dem Verfahren gemäß des zweiten Aspekts der vorliegenden Erfindung hergestellt wird. Alternativ oder zusätzlich kann der Werkstoff in manchen Ausführungsformen eine Kerbschlagarbeit bei Raumtemperatur von 50 - 150 J, bevorzugt 70 - 130 J und weiter bevorzugt 85 - 105 J auf. Alternativ oder zusätzlich kann der Werkstoff eine Kerbschlagarbeit bei etwa - 40 °C von mindestens 10 J, bevorzugt mindestens 20 J und weiter bevorzugt mindestens 25 J auf. Nach manchen Ausführungsformen wird die Kerbschlagarbeit gemäß DIN EN ISO 148-1:2016 bestimmt. Insbesondere kann der erfindungsgemäße Werkstoff eine solche Kerbschlagarbeit bei gleichzeitig oben beschriebener Bruchdehnung, Zugfestigkeit, Streckgrenzenverhältnis und Kohlenstoffäquivalent aufweisen. Gemäß einigen Ausführungsformen kann die Kerbschlagarbeit dadurch erreicht werden, dass der Werkstoff nach dem Verfahren gemäß des zweiten Aspekts der vorliegenden Erfindung hergestellt wird.

[0037] Gemäß einigen Ausführungsformen besteht der Werkstoff zu mindestens 90 Vol.%, bevorzugt mindestens 95 Vol.% und weiter bevorzugt mindestens 98 Vol.% aus dem Gefüge. Dabei kann das Gefüge ein martensitisches und/oder bainitisches Gefüge, bevorzugt ein martensitisches Gefüge sein. Die oben genannten technischen Wirkungen sind bei einem solchen Gefüge noch weiter ausgeprägt.

[0038] In manchen Ausführungsformen ist der Werkstoff ein Stahl. Gemäß bevorzugten Ausführungsformen ist der Werkstoff ein Edelstahl und/oder Vergütungsstahl. Wenn der Werkstoff ein Stahl oder ein Edelstahl oder Vergütungsstahl ist, sind die oben genannten technischen Wirkungen noch weiter ausgeprägt.

[0039] Gemäß bestimmten Ausführungsformen beträgt der Gesamtgehalt an Ni, Cr und Mo maximal 5 Gew.%, bevorzugt maximal 4 Gew.% und weiter bevorzugt maximal 3 Gew.%, bezogen auf das Gesamtgewicht des Werkstoffs. Durch diese Verringerung des Gesamtgehalts an Ni, Cr und Mo kann die Schweißbarkeit des Werkstoffs weiter erhöht werden. Dabei bleibt die Festigkeit und Zähigkeit des Werkstoffs durch die Gefügefeinung weiter erhalten.

[0040] In bestimmten Ausführungsformen wird der Werkstoff des ersten Aspekts der vorliegenden Erfindung durch das Verfahren des zweiten Aspekts der vorliegenden Erfindung hergestellt. Alternativ kann der Werkstoff des ersten Aspekts der vorliegenden Erfindung durch das Verfahren des zweiten Aspekts der vorliegenden Erfindung erhalten werden.

[0041] Ein zweiter Aspekt der vorliegenden Erfindung bezieht sich auf ein Verfahren zum Herstellen eines Werkstoffs, welches die folgenden Schritte umfasst: Bereitstellen eines Stahls umfassend Ni, Mn, Cr, N und Mo; Legieren des Stahls mit Nb und B und optional mit mindestens einem weiteren Legierungselement, wobei das weitere Legierungselement ausgewählt ist aus der Gruppe bestehen aus Ti, V und Kombinationen davon, zum Erhalt eines legierten Stahls; Entgasen des legierten Stahls zum Erhalt eines entgasten Stahls; Aufsticken des entgasten Stahls zum Erhalt eines stickstoffbehandelten Stahls; Umschmelzen des stickstoffbehandelten Stahls zum Erhalt eines umgeschmolzenen Stahls; Verarbeiten des umgeschmolzenen Stahls zum Erhalt eines verarbeiteten Stahls, wobei das Verarbeiten ausgewählt ist aus

der Gruppe bestehen aus Schmieden, Walzen, Verarbeiten durch ein additives Fertigungsverfahren oder Kombinationen davon; und Vergüten des verarbeiteten Stahls zum Erhalt des Werkstoffs. Gemäß einigen Ausführungsformen werden die Schritte in der genannten Reihenfolge durchgeführt.

[0042] Durch dieses erfindungsgemäße Verfahren kann ein Werkstoff hergestellt werden, der die technischen Wirkungen des Werkstoffs des ersten Aspekts aufweist. Diesbezüglich wird vollumfänglich auf die Ausführungen zum ersten Aspekt der Erfindung verwiesen. Insbesondere weist der durch das Verfahren hergestellte Werkstoff eine ausgezeichnete Festigkeit und Zähigkeit bei gleichzeitiger hervorragender Schweißbarkeit auf. Im Gegensatz zum thermomechanischen Walzen wird durch das erfindungsgemäße Verfahren die Ausbildung von Anisotropieeffekten verhindert. Weiterhin ist das Verfahren ökonomischer und weniger kostenintensiv als herkömmliche Verfahren, insbesondere da die Nachbearbeitung von geschweißten Bauteilen nicht nötig ist. Ohne an eine bestimmte Theorie gebunden sein zu wollen wird vermutet, dass sich durch die Zugabe von Mikrolegierungselementen wie Nb, B, Ti oder V zu einem Stahl, welcher Ni, Mn, Cr und Mo umfasst, Carbide, Nitride und/oder Carbonitride an den Korngrenzen ausscheiden können. Diese Ausscheidungen können die Korngrenzen "festhalten" und/oder in gelöster Form an diesen haften. Durch die relativ langsamen Umformgeschwindigkeiten beim Schmieden kann das Gefüge verzögert rekristallisiert werden. Somit kann die Bildung einer Gefüge- und daraus resultierenden mechanischen Anisotropie und damit die Ausbildung nachteiliger Strukturen verhindert werden. Der Senkung der Martensitstarttemperatur kann durch die Gefügefeinung durch Zugabe von Bor entgegengesteuert werden. Somit kann eine Durchvergütung von aus dem Werkstoff bestehenden Bauteilen gewährleistet werden. Beim Vergüten kann das Gefüge erneut gefeint werden. Nicht umformungsinduziert ausgeschiedene Mikrolegierungselemente, insbesondere Nb, scheiden beim Anlassen aus und führen zu weiterer Festigkeitserhöhung ohne die Kerbschlagwerte zu senken. Durch das erfindungsgemäße Verfahren wird somit ein ökonomischer und kostengünstiger Prozess bereitgestellt, mit dem hochfeste und schweißbare Werkstoffe mit gleichzeitig hoher Zähigkeit bereitgestellt werden können. Dadurch, dass nach dem Schweißen keine Wärmebehandlung und keine mechanische Nachbehandlung mehr nötig ist, können die Verfahrenskosten stark reduziert werden.

[0043] Durch die spezifische Kombination der Verfahrensschritte des Legierens des Stahls umfassend Ni, Mn, Cr und Mo mit Nb und B und optional Ti und/oder V, dem Entgasen, Aufsticken und Umschmelzen des legierten Stahls, dem Verarbeiten durch Schmieden, Walzen oder additive Fertigungsverfahren und anschließenden Vergüten des verarbeiteten Stahls wird ein hochfester und schweißbarer Werkstoff bereitgestellt, der ferner eine ausgezeichnete Zähigkeit aufweist. Dabei kann die Legierung sowie die feine Körnung durch das Homogenisieren, Entgasen und Aufsticken feinjustiert und die Reinheit durch das Umschmelzen eingestellt werden. Gemäß manchen Ausführungsformen wird der Werkstoff des ersten Aspekts der vorliegenden Erfindung durch das Verfahren des zweiten Aspekts der Erfindung hergestellt oder ist dadurch erhältlich.

[0044] Gemäß dem erfindungsgemäßen Verfahren wird im ersten Verfahrensschritt ein Stahl umfassend Ni, Mn, Cr und Mo bereitgestellt. In einigen Ausführungsformen kann es sich dabei um einen Vergütungsstahl handeln. Ein geeigneter Stahl ist beispielsweise Werkstoffnr. 1.6758. Gemäß bestimmten Ausführungsformen umfasst der Stahl 0,05 - 2 Gew.%, bevorzugt 0,1 - 0,6 Gew.-% und weiter bevorzugt 0,15 - 0,5 Gew.-% C; 0,5 - 10, bevorzugt 0,7 - 5 und weiter bevorzugt 1 - 3 Gew.-% Ni; 0,1 - 5 Gew.%, bevorzugt 0,5 - 3 Gew.-% und weiter bevorzugt 0,7 - 1,5 Gew.-% Mn; 0,1 - 5 Gew.%, bevorzugt 0,3 - 2 Gew.-% und weiter bevorzugt 0,5 - 1 Gew.-% Cr; 0,0002 - 0,02 Gew.%, bevorzugt 0,0005 - 0,01 Gew.-% und weiter bevorzugt 0,0007 - 0,005 Gew.-% N; 0,1 - 5 Gew.%, bevorzugt 0,2 - 1,5 Gew.-% und weiter bevorzugt 0,3 - 1,2 Gew.-% Mo; bezogen auf das Gesamtgewicht des Stahls. Alternativ oder zusätzlich können die angegebenen Gewichtsprozent auf den Werkstoff bezogen werden. Dies ist insbesondere möglich, wenn sich gemäß manchen Ausführungsformen die Zusammensetzung des Stahls bezüglich der Elemente C, Ni, Mn, Cr, N und Mo nicht oder nicht wesentlich während der übrigen Verfahrensschritte ändert. Durch diese Zusammensetzung des Stahls und insbesondere in den bevorzugten Bereichen sind die oben genannten technischen Wirkungen besonders ausgeprägt.

[0045] In einigen Ausführungsformen besteht der Stahl aus 0,05 - 2 Gew.%, bevorzugt 0,1 - 0,6 Gew.-% und weiter bevorzugt 0,15 - 0,5 Gew.-% C; 0,5 - 10, bevorzugt 0,7 - 5 und weiter bevorzugt 1 - 3 Gew.-% Nickel Ni; 0,1 - 5 Gew.%, bevorzugt 0,5 - 3 Gew.-% und weiter bevorzugt 0,7 - 1,5 Gew.-% Mn; 0,1 - 5 Gew.%, bevorzugt 0,3 - 2 Gew.-% und weiter bevorzugt 0,5 - 1 Gew.-% Cr; 0,1 - 5 Gew.%, bevorzugt 0,2 - 1,5 Gew.-% und weiter bevorzugt 0,3 - 1,2 Gew.-% Mo; 0,0002 - 0,02 Gew.%, bevorzugt 0,0005 - 0,01 Gew.-% und weiter bevorzugt 0,0007 - 0,005 Gew.-% N; 0 - 2,0 Gew.%, bevorzugt >0 - 0,5 und weiter bevorzugt 0,01 - 0,2 Gew.-% Si; 0 - 0,5 Gew.%, bevorzugt >0 - 0,1 Gew.-% und weiter bevorzugt 0,005 - 0,05 Gew.-% Al; 0 - 0,5 Gew.%, bevorzugt >0 - 0,1 Gew.-% und weiter bevorzugt 0,001 - 0,03 Gew.-% W; 0 - 0,1 Gew.%, bevorzugt >0 - 0,05 Gew.-% und weiter bevorzugt 0,0005 - 0,01 Gew.-% Cu; und Fe sowie unvermeidbare Elemente als Rest besteht, bezogen auf das Gesamtgewicht des Stahls. Alternativ oder zusätzlich können die angegebenen Gewichtsprozent auf den Werkstoff bezogen werden. Gemäß bestimmter Ausführungsformen beträgt der Gesamtgehalt an Ni, Cr und Mo im Stahl maximal 5 Gew.%, bevorzugt maximal 4 Gew.-% und weiter bevorzugt maximal 3 Gew.-%, bezogen auf das Gesamtgewicht des Stahls und/oder des Werkstoffs. Durch diese Verringerung des Gesamtgehalts an Ni, Cr und Mo kann die Schweißbarkeit des Werkstoffs weiter erhöht werden. Dabei bleibt die Festigkeit und Zähigkeit des Werkstoffs durch die Gefügefeinung weiter erhalten.

[0046] In einem weiteren Verfahrensschritt wird der Stahl mit Nb und B legiert. Der Schritt des Legierens kann dabei

einen Schritt des Schmelzens des bereitgestellten Stahls umfassen. Gemäß einigen Ausführungsformen wird der bereitgestellte Stahl in einem Elektrolichtbogenofen geschmolzen. In bestimmten Ausführungsformen wird eine Stahlschmelze erzeugt und/oder der Stahl im Elektrolichtbogenofen vorgeschmolzen. In manchen Ausführungsformen wird der Stahl mit mindestens einem weiteren Legierungselement legiert, wobei das weitere Legierungselement ausgewählt ist aus der Gruppe bestehend aus Ti, V und Kombinationen davon. Dadurch wird ein legierter Stahl erhalten. Gemäß einigen Ausführungsformen werden die Elemente Nb, B, Ti und V als Mikrolegierungselemente bezeichnet. Das Legieren des Stahls kann in einigen Ausführungsformen in einem Pflannenofen durchgeführt werden. In manchen Ausführungsformen wird ein Mikrolegierungselement-Präkursor oder mehrere Mikrolegierungselement-Präkursoren der Stahlschmelze zugegeben. Alternativ oder zusätzlich können die Mikrolegierungselemente als Metall der Stahlschmelze zugegeben werden. Gemäß einigen Ausführungsformen wird dadurch die Grundzusammensetzung des Werkstoffs eingestellt. In manchen Ausführungsformen umfasst der legierte Stahl 0,002 - 0,2 Gew.%, bevorzugt 0,005 - 0,1 Gew.% und weiter bevorzugt 0,01 - 0,05 Gew.-% Nb; 0,0002 - 0,02 Gew.%, bevorzugt 0,0005 - 0,01 und weiter bevorzugt 0,0007 - 0,003 Gew.% B; 0 - 0,5 Gew.%, bevorzugt >0 - 0,1 und weiter bevorzugt 0,005 - 0,05 Gew.% Ti; 0 - 1 Gew.%, bevorzugt >0 - 0,5 und weiter bevorzugt 0,01 - 0,2 Gew.% V, bezogen auf das Gesamtgewicht des legierten Stahls. Alternativ oder zusätzlich können die angegebenen Gewichtsprozent auf den Werkstoff bezogen werden. Dies ist insbesondere möglich, wenn sich gemäß manchen Ausführungsformen die Zusammensetzung des legierten Stahls bezüglich der Elemente Nb, B, Ti und V nicht oder nicht wesentlich während der übrigen Verfahrensschritte ändert. In einigen Ausführungsformen umfasst der legierte Stahl >0 - 0,5 Gew.%, bevorzugt >0 - 0,1 und weiter bevorzugt >0 - 0,05 Gew.% Ti, bezogen auf das Gesamtgewicht des legierten Stahls und/oder des Werkstoffs. Alternativ oder zusätzlich kann der legierte Stahl >0 - 1 Gew.%, bevorzugt >0 - 0,5 und weiter bevorzugt >0 - 0,2 Gew.% V umfassen, bezogen auf das Gesamtgewicht des legierten Stahls und/oder des Werkstoffs. Durch diese Zusammensetzung des legierten Stahls und insbesondere in den bevorzugten Bereichen sind die oben genannten technischen Wirkungen besonders ausgeprägt.

[0047] In einigen Ausführungsformen wird der legierte Stahl zum Erhalt eines homogenisierten Stahls im Pflannenofen homogenisiert. Dabei kann der legierte Stahl im Pflannenofen gegläht werden. Gemäß bestimmten Ausführungsformen liegt der legierte Stahl während des Homogenisierens als Stahlschmelze vor. Alternativ oder zusätzlich zum Glühen kann durch Pflannenspülen mit Schutzgas homogenisiert werden. In einigen Ausführungsformen ist das Schutzgas ausgewählt aus der Gruppe bestehend aus Argon (Ar) und Stickstoff (N₂). Durch das Homogenisieren können Konzentrationsunterschiede der Legierungselemente und vor allem Gefügeinhomogenitäten in einzelnen Kristallen vermindert werden. Dadurch werden die oben genannten technischen Wirkungen des Werkstoffs weiter ausgeprägt.

[0048] Gemäß manchen Ausführungsformen wird der Sauerstoffgehalt während des Schmelzens, Legierens und/oder Homogenisierens des entsprechenden Stahls im Pflannenofen durch eine Desoxidationsfahrweise abgesenkt. Ferner kann auch die Hauptkorrektur der Legierungszusammensetzung im Pflannenofen und insbesondere während der Verfahrensschritte des Legierens und Homogenisierens durchgeführt werden. Dadurch werden die oben genannten technischen Wirkungen des Werkstoffs weiter ausgeprägt.

[0049] In einem weiteren Verfahrensschritt wird der legierte bzw. homogenisierte Stahl zum Erhalt eines entgasten Stahls entgast. In einigen Ausführungsformen wird das Entgasen im Vakuum durchgeführt. Gemäß bestimmter Ausführungsformen wird ein Vakuum von etwa 10 mbar, bevorzugt etwa 5 mbar erzeugt. In manchen Ausführungsformen erfolgt das Entgasen in einer Vakuumanlage. Durch das Entgasen können Gase und andere flüchtige Substanzen aus dem legierten Stahl entfernt werden. Alternativ oder zusätzlich können die Gehalte an Wasserstoff (H), Kohlenstoff (C), Stickstoff (N) und/oder Sauerstoff (O) eingestellt werden. In manchen Ausführungsformen wird ein Kohlenstoffgehalt von 0,05 - 2 Gew.%, bevorzugt 0,1 - 0,6 Gew.% und weiter bevorzugt 0,15 - 0,5 Gew.-% und/oder ein Stickstoffgehalt von 0,0002 - 0,02 Gew.%, bevorzugt 0,0005 - 0,01 Gew.-% und weiter bevorzugt 0,0007 - 0,005 Gew.-% und/oder ein Sauerstoffgehalt von maximal 0,01 Gew.%, bevorzugt maximal 0,005 Gew.% und weiter bevorzugt maximal 0,003 Gew.%, bezogen auf das Gesamtgewicht des entgasten Stahls und/oder des Werkstoffs, eingestellt. Gemäß bestimmter Ausführungsformen können im Schritt des Entgasens weitere Mikrolegierungselemente zugegeben werden. Dadurch kann die Zusammensetzung des legierten Stahls feinjustiert werden. In einigen Ausführungsformen sind die Mikrolegierungselemente die gleichen wie im Schritt des Legierens des Stahls. Diesbezüglich wird auf obige Ausführungen zum Verfahrensschritt des Legierens des Stahls verwiesen.

[0050] In einem weiteren Verfahrensschritt wird der entgaste Stahl einer Stickstoffbehandlung zum Erhalt eines stickstoffbehandelten Stahls unterzogen. Die Stickstoffbehandlung wird im Rahmen der vorliegenden Erfindung als "Aufsticken" bezeichnet. Alternativ kann die Stickstoffbehandlung auch als "Nitrieren" bezeichnet werden. Durch das Aufsticken kann der Stickstoffgehalt des Stahls entsprechend eingestellt werden. Dies ist insbesondere dann notwendig, wenn der Stickstoffgehalt während des Entgasens unterhalb des gewünschten Gehalts von mindestens 0,0002 Gew.%, bevorzugt 0,0005 Gew.% und weiter bevorzugt 0,0007 Gew.%, bezogen auf das Gesamtgewicht des stickstoffbehandelten Stahls und/oder des Werkstoffs, abgesenkt wird. Insbesondere kann durch das Aufsticken ein Stickstoffgehalt von 0,0002 - 0,02 Gew.%, bevorzugt 0,0005 - 0,01 Gew.% und weiter bevorzugt 0,0007 - 0,005 Gew.%, bezogen auf das Gesamtgewicht des stickstoffbehandelten Stahls und/oder des Werkstoffs, eingestellt werden. Das Aufsticken kann durch Behandeln des entgasten Stahls bei 450 bis 600 °C, bevorzugt 480 bis 580 °C und weiter bevorzugt 500 bis 550 °C

für 1 bis 100 Stunden, bevorzugt 5 bis 90 Stunden und weiter bevorzugt 10 bis 80 Stunden in einer stickstoffhaltigen Gasatmosphäre durchgeführt werden. In manchen Ausführungsformen wird Ammoniak als Stickstoffquelle eingesetzt. Das Aufsticken kann bei einem Druck von 0,1 bis 5,0 bar, bevorzugt 1,0 bis 3,0 bar durchgeführt werden. Alternativ oder zusätzlich kann das Aufsticken mittels SiN durchgeführt werden.

[0051] In einem weiteren Verfahrensschritt wird der stickstoffbehandelte Stahl zum Erhalt eines umgeschmolzenen Stahls umgeschmolzen. Durch das Umschmelzen kann die Homogenität des Werkstoffs weiter erhöht werden, wodurch die oben genannten technischen Wirkungen weiter ausgeprägt und insbesondere die Festigkeit, Zähigkeit und Schweißbarkeit des Werkstoffs weiter verbessert werden können. Ferner kann der Anteil der Legierungselemente und/oder der Mikrolegierungselemente weiter angepasst werden. In einigen Ausführungsformen wird durch das Umschmelzen der Niobgehalt auf 0,002 - 0,2 Gew.%, bevorzugt 0,005 - 0,1 Gew.% und weiter bevorzugt 0,01 - 0,05 Gew.% und/oder der Borgehalt auf 0,0002 - 0,02 Gew.%, bevorzugt 0,0005 - 0,01 und weiter bevorzugt 0,0007 - 0,003 Gew.% und/oder der Titangehalt auf >0 - 0,5 Gew.%, bevorzugt >0 - 0,1 und weiter bevorzugt 0,005 - 0,05 Gew.% und/oder der Vanadiumgehalt auf >0 - 1 Gew.%, bevorzugt >0 - 0,5 und weiter bevorzugt 0,01 - 0,2 Gew.% eingestellt, bezogen auf das Gesamtgewicht des stickstoffbehandelten Stahls und/oder des Werkstoffs. Gemäß bestimmten Ausführungen wird durch das Umschmelzen die Reinheit des Werkstoffs eingestellt. Gemäß manchen Ausführungsformen wird das Umschmelzverfahren in Luftatmosphäre oder unter Schutzgas durchgeführt. In einigen Ausführungsformen ist das Schutzgas ausgewählt aus der Gruppe bestehend aus Argon (Ar) und Stickstoff (N₂).

[0052] In einigen Ausführungsformen wird das Umschmelzen durch ein Elektroschlack-Umschmelzverfahren (ESU) durchgeführt. Im ESU-Verfahren wird der stickstoffbehandelte Stahl weiter raffiniert. Dabei wird der stickstoffbehandelte Stahl als Elektrode wie z.B. in Form einer Rundelektrode oder als Stahlblock in einem flüssigen Schlackenbad erwärmt. In manchen Ausführungsformen beträgt die Temperatur des Schlackenbads 1300 bis 2000 °C, bevorzugt 1400 bis 1800 °C und besonders bevorzugt 1500 bis 1700 °C. Dabei bildet sich im Kontaktbereich der Elektrode mit dem Schlackenbad eine Tropfenschicht des stickstoffbehandelten Stahls, die durch den Kontakt mit der Schlacke von Verunreinigungen wie Einschlüssen, Gasen und seigerungsrelevanten Elementen wie Schwefel im Wesentlichen befreit wird. Der umgeschmolzene Stahl wird als erstarrter Block erhalten, der gemäß manchen Ausführungsformen als erstarrter ESU-Block bezeichnet wird. Dieser erstarrte Block ist seigerungsarm und im Wesentlichen frei von Einschlüssen wie Aluminaten und Spinellen. Dabei ist die Blockerstarrung richtungsorientiert. Gemäß einigen Ausführungsformen weist das flüssige Schlackenbad folgende Zusammensetzung auf: 18 bis 25 Gew.-% CaO, 40 bis 50 Gew.-% CaF₂, 20 bis 30 Gew.-% Al₂O₃, 2,5 bis 10 Gew.-% SiO₂ und 2,5 bis 5 Gew.-% MgO, bezogen auf das Gesamtgewicht des flüssigen Schlackenbads. Die Summe der Gewichtsprozent ergeben dabei 100 Gew.-%. Durch die Verwendung des Elektroschlack-Umschmelzverfahrens sind die oben genannten technischen Wirkungen besonders ausgeprägt.

[0053] Das ESU-Verfahren kann sowohl unter Kontakt mit Luftsauerstoff, wie zum Beispiel in einer offenen ESU-Anlage, als auch unter Schutzgas, wie zum Beispiel in einer Schutzgas-ESU-Anlage, durchgeführt werden. Bei Kontakt mit Luftsauerstoff kann die Schlacke kontinuierlich mit einem Desoxidationsmittel wie zum Beispiel einem Gemisch aus Ferrosilicium, Calciumaluminat oder Aluminium desoxidiert werden. Die betrieblichen Parameter wie die Schmelzrate (700-1400 kg/h), Elektrodenspannung (50-70V) und Elektrodenstrom (15-25 kA) sind abhängig von der gewählten ESU-Anlage und der Größe der Elektroden bzw. ESU-Blöcke. Beispielsweise kann bei einem Blockdurchmesser von 800 mm eine Schmelzrate von 750 kg/h und ein Schlackengewicht von 250 kg eingestellt werden, um den Block aus Elektroden durchmessern mit 500 mm erzeugen zu können. Steigt der ESU-Blockdurchmesser an, können die Parameter spezifisch erhöht werden. Der Erhöhungsfaktor ist dabei anlagenabhängig. In manchen Ausführungsformen werden die Elektroden vor dem Umschmelzen vorgewärmt, beispielsweise in einem Vorwärmbereich. Dadurch können Wärmeverluste des Schlackenbades beim Elektrodenwechsel minimiert werden.

[0054] In einem weiteren Verfahrensschritt wird der umgeschmolzene Stahl zum Erhalt eines verarbeiteten Stahls durch Schmieden, Walzen und/oder ein additives Fertigungsverfahren verarbeitet. Durch die Verarbeitung wird der umgeschmolzene Stahl in Form gebracht. In bevorzugten Ausführungsformen wird der umgeschmolzene Stahl geschmiedet. Wie oben bereits beschrieben kann durch die relativ langsamen Umformgeschwindigkeiten bei den genannten Verarbeitungen und insbesondere beim Schmieden das Gefüge verzögert rekristallisiert werden. Diesbezüglich wird auf obige Ausführungen und technische Wirkungen verwiesen.

[0055] In einem weiteren Verfahrensschritt wird der umgeschmolzene Stahl zum Erhalt des Werkstoffs vergütet. In einigen Ausführungsformen ist der Werkstoff dabei der Werkstoff gemäß dem ersten Aspekt der vorliegenden Erfindung. Gemäß bestimmter Ausführungsformen umfasst das Vergüten das Wärmebehandeln, das Abschrecken und das Anlassen des umgeschmolzenen Stahls. In einigen Ausführungsformen wird die Wärmebehandlung bei 600 bis 1000 °C, bevorzugt 750 bis 950 °C und weiter bevorzugt 860 bis 900 °C für 1 bis 10 Stunden, bevorzugt 2 bis 8 Stunden und besonders bevorzugt 2,5 bis 5 Stunden durchgeführt. Das Abschrecken kann dabei in Wasser, einem Polymer oder einem Salzbad erfolgen. Gemäß bestimmten Ausführungsformen wird das Anlassen bei 450 bis 700 °C, bevorzugt 500 bis 620 °C und weiter bevorzugt 550 bis 600 °C für 2 bis 15 Stunden, bevorzugt 4 bis 10 Stunden und besonders bevorzugt 5 bis 8 Stunden durchgeführt. Beim Vergüten kann das Gefüge erneut gefeint werden. Nicht umformungsinduziert ausgeschiedene Mikrolegierungselemente, insbesondere Nb, scheiden beim Anlassen aus und führen zu weiterer Festigkeits-

erhöhung ohne die Kerbschlagwerte zu senken.

[0056] In einem dritten Aspekt wird ein Werkstoff bereitgestellt, der durch das Verfahren des zweiten Aspekts der vorliegenden Erfindung hergestellt wird oder dadurch erhältlich ist. Die technischen Wirkungen des Werkstoffs des vierten Aspekts sind die gleichen wie die technischen Wirkungen des ersten Aspekts der vorliegenden Erfindung. Diesbezüglich wird auf die Ausführungen zum ersten Aspekt der Erfindung verwiesen. Ferner wird hinsichtlich des Verfahrens auf die obigen Ausführungen zum zweiten Aspekt der vorliegenden Erfindung verwiesen. In bestimmten Ausführungsformen entspricht der Werkstoff des vierten Aspekts dem Werkstoff des ersten Aspekts der vorliegenden Erfindung.

[0057] Ein vierter Aspekt der Erfindung bezieht sich auf die Verwendung des Werkstoffs gemäß dem ersten oder dritten Aspekt in Baugruppen, die mittels Schweißen gefügt werden. In einigen Ausführungsformen handelt es sich bei den Baugruppen um Bauteile aus Stahl. Gemäß manchen Ausführungsformen umfassen die Baugruppen Bauteile, die aus dem Werkstoff des ersten oder dritten Aspekts oder im Wesentlichen aus dem Werkstoff des ersten oder dritten Aspekts gefertigt sind. Allgemein eignet sich der erfindungsgemäße Werkstoff für alle Bauteile, die hohe Ansprüche an die Toleranzvorgaben und/oder Präzision nach dem Schweißen haben. Konventionell hergestellte Bauteile ähnlicher Festigkeit, Qualität und Präzision müssen nach dem Verschweißen erneut vergütet werden, um die mechanischen Eigenschaften einzustellen und nachfolgend kostenintensiv mechanisch nacharbeitet werden, um die geometrischen Vorgaben zu erfüllen. Durch die Verwendung des oben beschriebenen Werkstoffs des ersten bzw. dritten Aspekts ist es möglich Baugruppen und/oder Bauteile herzustellen, die nach einer Schweißung gleichbleibende mechanischen Eigenschaften und geometrische Vorgaben aufweisen, wobei ein nachträgliches Vergüten und kostenintensives mechanisches Nacharbeiten vermieden wird.

[0058] Ein fünfter Aspekt der Erfindung bezieht sich auf eine Brennkammer, die den Werkstoff nach dem ersten oder dem dritten Aspekt umfasst. Brennkammern sind hochbelastete Bauteile, an die hohe Ansprüche an die Toleranzvorgaben und/oder Präzision nach dem Schweißen gestellt werden. Demensprechend wird auf die oben genannten technischen Wirkungen des Werkstoffs des ersten oder dritten Aspekts verwiesen. In einigen Ausführungsformen handelt es sich bei der Brennkammer um eine Brennkammer eines Flugkörpers.

Beispiele

[0059] Die Erfindung wird im Anschluss mit Bezug auf verschiedene Beispiele davon weiter im Detail erläutert. Die Erfindung ist jedoch nicht auf diese Beispiele beschränkt.

Beispiel 1: Herstellung eines beispielhaften erfindungsgemäßen Werkstoffs

[0060] Ein Stahl umfassend Ni, Mn, Cr, N und Mo, beispielsweise Werkstoffnr. 1.6758, wurde zur Erzeugung einer Schmelze im Elektrolichtbogenofen vorgeschmolzen. Die Grundzusammensetzung und die Homogenität wurden in einem Pfannenofen eingestellt. Dazu wurden die für die spätere Ausscheidungsbildung notwendigen Mikrolegierungselemente wie Nb, B, Ti und V legiert. Anschließend wurde die Legierung in einer Vakuumanlage entgast. Durch ein Aufsticken des Stahls wurde der Stickstoffgehalt entsprechend angepasst. Anschließend wurde ein ESU-Block des entgasten und stickstoffbehandelten Stahls mit einem Durchmesser von 800 mm mit einer Schmelzrate von 750 kg/h in einer Elektroschlacke-Umschmelzanlage unter Luftatmosphäre und unter kontinuierlicher Zugabe von Desoxidationsmitteln erzeugt, indem ESU-Elektroden mit 500 mm Durchmesser umgeschmolzen wurden. Das Schlackengewicht betrug 250 kg und die Schlackenzusammensetzung 18 bis 25 Gew.-% CaO, 40 bis 50 Gew.-% CaF_2 , 20 bis 30 Gew.-% Al_2O_3 , 2,5 bis 10 Gew.-% SiO_2 und 2,5 bis 5 Gew.-% MgO, bezogen auf das Gesamtgewicht der Schlacke. Der aus der Umschmelzanlage erhaltene erstarrte Stahlblock wurde durch Schmieden in Form gebracht. Abschließend wird das so hergestellte Bauteil auf 880 °C für 3,5 Stunden erhitzt, in Wasser abgeschreckt und bei 570 °C für 7 Stunden angelassen, um den Werkstoff zu erhalten.

Beispiel 2: Chemische Analyse des Werkstoffs gemäß Beispiel 1

[0061] Die Bestandteile des in Beispiel 1 hergestellten Werkstoffs wurden mittels chemischer Analyse bestimmt. Die Gehalte an Schwefel und Kohlenstoff wurden mittels eines Verbrennungsverfahrens, die Gehalte an Sauerstoff und Stickstoff mittels einer Schmelzgasextraktion (Trärgasverfahren) und die restlichen Elemente mittels Funkenemissionsspektrometrie ermittelt. Die Ergebnisse sind in Tabelle 1 dargestellt.

Tabelle 1: Chemische Analyse des Werkstoffs nach Beispiel 1. Die Gewichtsprozent beziehen sich dabei auf das Gesamtgewicht des Werkstoffs.

Element	Menge [Gew.-%]
Kohlenstoff	0,236

EP 4 818 339 A1

(fortgesetzt)

Element	Menge [Gew.%]
Silicium	0,023
Mangan	1,12
Phosphor	0,006
Schwefel	0,0051
Chrom	0,76
Molybdän	0,55
Nickel	2,09
Aluminium	0,02
Cobalt	<0,002
Kupfer	0,0075
Niob	0,022
Titan	0,033
Vanadium	0,1
Wolfram	0,016
Zinn	<0,002
Bor	0,0017
Calcium	0,0002
Zirkonium	<0,003
Arsen	<0,005
Sauerstoff	0,0027
Stickstoff	0,0019

Beispiel 3: Gefügestruktur des Werkstoffs nach Beispiel 1

[0062] Die durchschnittlichen Korngrößen des Werkstoffs wurden nach DIN EN ISO 643:2020 bestimmt. Die Körner im Gefüge des Werkstoffs wurden mittels Prikinsäureätzung nach Bechet-Beaujard sichtbar gemacht. Die Gefügestruktur des Werkstoffs nach Beispiel 1 ist in Fig. 1 und Fig. 2 dargestellt. Es wurden durchschnittliche Korngrößen von 8 µm festgestellt.

Beispiel 4: Bestimmung der mechanischen Kennwerte und der Schweißbarkeit des Werkstoffs gemäß Beispiel 1

[0063] Die Zugfestigkeit, das Streckgrenzenverhältnis, die Bruchdehnung und die Kerbschlagarbeit des Werkstoffs nach Beispiel 1 wurden bestimmt. Die Zugfestigkeit wurde nach DIN EN ISO 6892-1:2019 ermittelt, die Kerbschlagarbeit nach DIN EN ISO 148-1:2016. Die Ergebnisse sind in Tabelle 2 dargestellt.

Tabelle 2: Mechanische Kennwerte und Schweißbarkeit des Werkstoffs nach Beispiel 1.

Parameter	Wert
Zugfestigkeit	1241 MPa
Streckgrenzenverhältnis	0,95
Bruchdehnung	14,8 %
Kerbschlagarbeit (RT)	95 J
Kerbschlagarbeit (- 40°C)	28 J
Kohlenstoffäquivalent	≤ 1,0

[0064] Schweißversuche zeigten, dass sich der Werkstoff ohne Ausbildung von Härterissen schweißen lässt.

[0065] Wie durch die Beispiele 1-4 ersichtlich wird durch die Erfindung ein Werkstoff bereitgestellt, der hervorragende mechanische Eigenschaften wie eine hohe Festigkeit bei gleichzeitig hoher Zähigkeit aufweist und dabei ausgezeichnet schweißbar ist. Ferner weist der erfindungsgemäße Werkstoff ein ausgezeichnetes Streckgrenzenverhältnis und eine verbesserte Kerbschlagarbeit auf. Außerdem muss der erfindungsgemäße Werkstoff nach dem Schweißen nicht mehr erneut vergütet werden, wodurch eine kostenintensive mechanische Nachbearbeitung von geschweißten Bauteilen vermieden wird.

[0066] Die obigen Ausführungsformen, Ausgestaltungen und Weiterbildungen lassen sich, sofern sinnvoll, beliebig miteinander kombinieren. Weitere mögliche Ausgestaltungen, Weiterbildungen und Implementierungen der Erfindung umfassen auch nicht explizit genannte Kombinationen von zuvor beschriebenen Merkmalen der Erfindung. Insbesondere wird der Fachmann auch Einzelaspekte als Verbesserungen oder Ergänzungen zu der jeweiligen Grundform der vorliegenden Erfindung hinzufügen.

Patentansprüche

1. Werkstoff, bestehend aus:

C: 0,05 - 2 Gew.%;
 Ni: 0,5 - 10 Gew.%;
 Mn: 0,1 - 5 Gew.%;
 Cr: 0,1 - 5 Gew.%;
 Mo: 0,1 - 5 Gew.%;
 Nb: 0,002 - 0,2 Gew.%;
 B: 0,0002 - 0,02 Gew.%;
 N: 0,0002 - 0,02 Gew.%;
 Si: 0 - 2,0 Gew.%;
 Al: 0 - 0,5 Gew.%;
 Ti: 0 - 0,5 Gew.%;
 V: 0 - 1 Gew.%;
 W: 0 - 0,5 Gew.%;
 Cu: 0 - 0,1 Gew.%; und

Fe sowie unvermeidbare Elemente als Rest, bezogen auf das Gesamtgewicht des Werkstoffs, wobei der Werkstoff ein Gefüge mit einer durchschnittlichen Korngröße von 1 bis 20 μm aufweist.

2. Werkstoff nach Anspruch 1, wobei der Werkstoff Nitride, Carbide und/oder Carbonitride aufweist,

optional wobei es sich bei den Nitriden, Carbiden und/oder Carbonitriden um Nitride, Carbide und/oder Carbonitride des Nb, B, Ti, V und/oder Al handelt, ferner optional wobei der Werkstoff die Nitride, Carbide und/oder Carbonitride an Korngrenzen des Gefüges aufweist, ferner optional wobei die Nitride, Carbide und/oder Carbonitride als Ausscheidungen mit einer Dicke von 1 - 150 nm an den Korngrenzen vorliegen.

3. Werkstoff nach Anspruch 1 oder 2, wobei der Werkstoff ein Kohlenstoffäquivalent von maximal 1,5% aufweist.

4. Werkstoff nach einem der Ansprüche 1 bis 3, wobei der Werkstoff isotrop ist.

5. Werkstoff nach einem der Ansprüche 1 bis 4, wobei der Werkstoff eine Zugfestigkeit von mindestens 1000 MPa und/oder ein Streckgrenzenverhältnis von größer als 0,6 und/oder eine Bruchdehnung von 10 - 20% und/oder eine Kerbschlagarbeit bei Raumtemperatur von 50 - 150 J aufweist.

6. Werkstoff nach einem der Ansprüche 1 bis 5, wobei der Werkstoff zu mindestens 90 Vol.% aus dem Gefüge besteht, optional wobei das Gefüge ein martensitisches und/oder bainitisches Gefüge ist.

7. Werkstoff nach einem der Ansprüche 1 bis 6, wobei der Werkstoff ein Stahl, insbesondere ein Edelstahl und/oder Vergütungsstahl ist.

8. Werkstoff nach einem der Ansprüche 1 bis 7, wobei der Gesamtgehalt an Ni, Cr und Mo maximal 5 Gew.% beträgt, bezogen auf das Gesamtgewicht des Werkstoffs.

9. Verfahren zum Herstellen eines Werkstoffs, umfassend:

Bereitstellen eines Stahls umfassend Ni, Mn, Cr, N und Mo,
Legieren des Stahls mit Nb und B und optional mit mindestens einem weiteren Legierungselement, wobei das weitere Legierungselement ausgewählt ist aus der Gruppe bestehend aus Ti, V und Kombinationen davon, zum Erhalt eines legierten Stahls,
optional Homogenisieren des legierten Stahls zum Erhalt eines homogenisierten Stahls,
Entgasen des legierten oder optional homogenisierten Stahls zum Erhalt eines entgasten Stahls,
Aufsticken des entgasten Stahls zum Erhalt eines stickstoffbehandelten Stahls,
Umschmelzen des stickstoffbehandelten Stahls zum Erhalt eines umgeschmolzenen Stahls,
Verarbeiten des umgeschmolzenen Stahls zum Erhalt eines verarbeiteten Stahls, wobei das Verarbeiten ausgewählt ist aus der Gruppe bestehend aus Schmieden, Walzen, Verarbeiten durch ein additives Fertigungsverfahren oder Kombinationen davon, und
Vergüten des verarbeiteten Stahls zum Erhalt des Werkstoffs.

10. Verfahren nach Anspruch 9, wobei das Legieren des Stahls und das optionale Homogenisieren in einem Pfannenofen durchgeführt wird, optional wobei das Entgasen des legierten Stahls in einer Vakuumanlage erfolgt.

11. Verfahren nach Anspruch 9 oder 10, wobei das Umschmelzen durch ein Elektroschlacke-Umschmelzverfahren erfolgt, optional wobei das Elektroschlacke-Umschmelzverfahren in Luftatmosphäre oder unter Schutzgas durchgeführt wird.

12. Verfahren nach einem der Ansprüche 9 bis 11, wobei der Stahl umfasst:

C: 0,05 - 2 Gew.%;
Ni: 0,5 - 10 Gew.%;
Mn: 0,1 - 5 Gew.%;
Cr: 0,1 - 5 Gew.%;
Mo: 0,1 - 5 Gew.%;
N: 0,0002 - 0,02 Gew.%;

bezogen auf das Gesamtgewicht des Stahls und/oder des Werkstoffs.

13. Verfahren nach Anspruch 12, wobei der legierte Stahl umfasst:

Nb: 0,002 - 0,2 Gew.%;
B: 0,0002 - 0,02 Gew.%;
Ti: 0 - 0,5 Gew.%;
V: 0 - 1 Gew.%;

bezogen auf das Gesamtgewicht des legierten Stahls und/oder des Werkstoffs.

14. Verwendung des Werkstoffs nach einem der Ansprüche 1 bis 8 in Baugruppen, die mittels Schweißen gefügt werden.

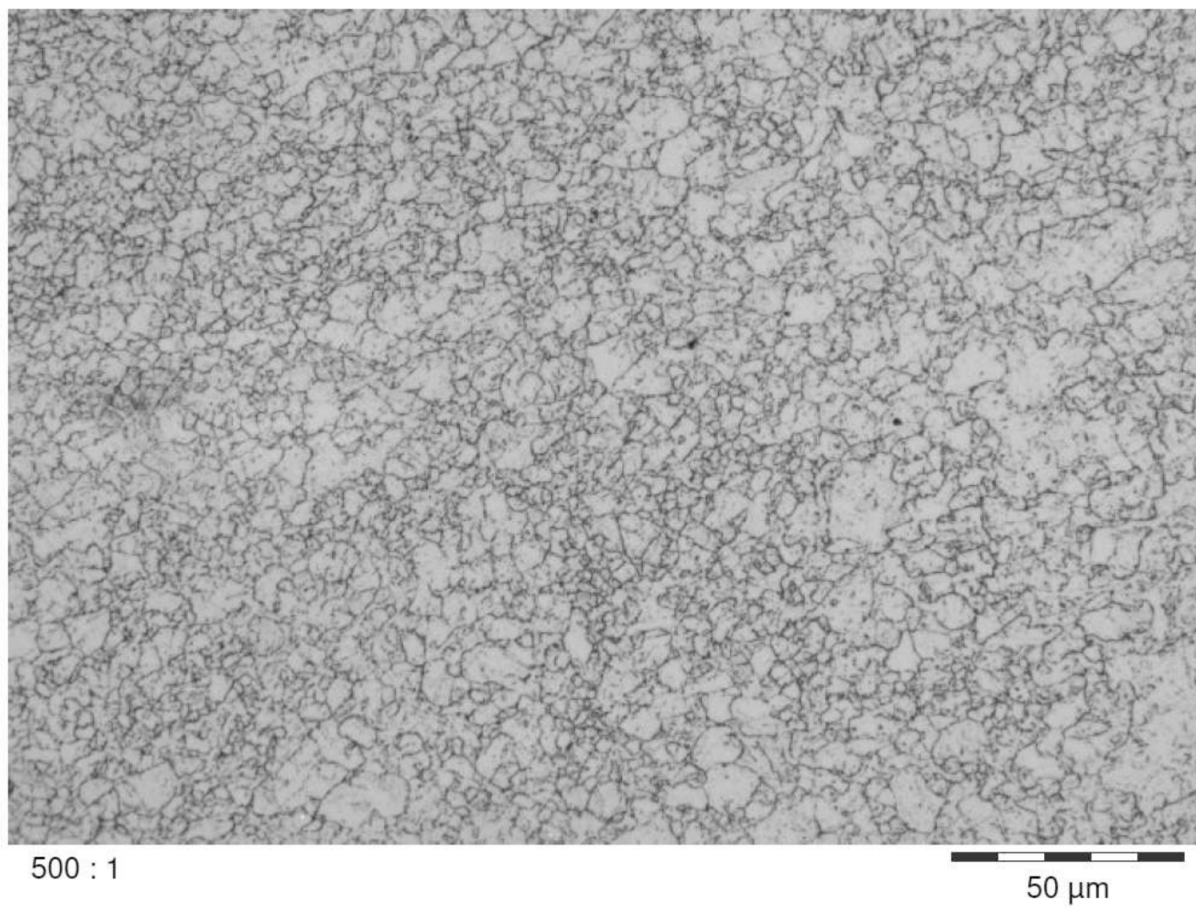


Fig. 1

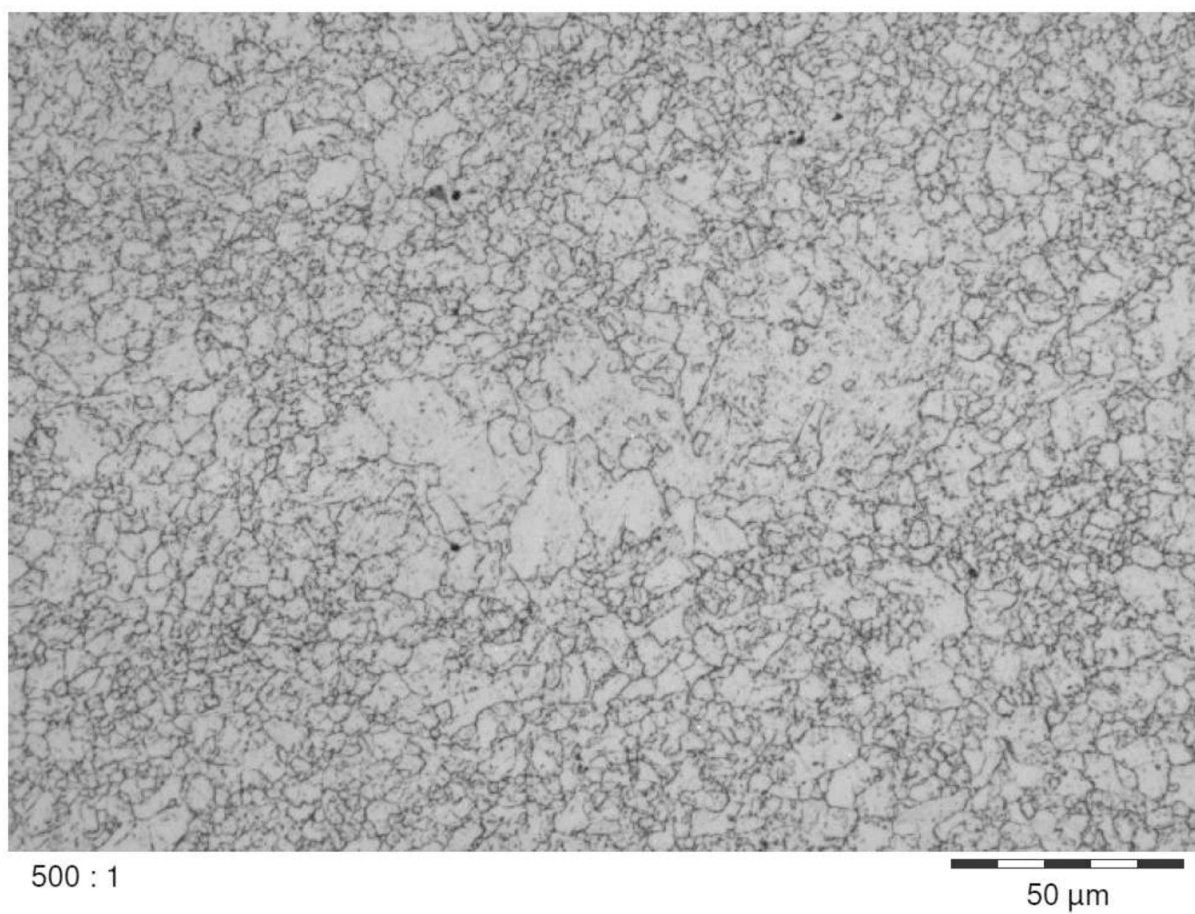


Fig. 2



EUROPÄISCHER RECHERCHENBERICHT

Nummer der Anmeldung

EP 26 17 0065

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 2 267 177 A1 (NIPPON STEEL CORP [JP]; NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORP [JP]) 29. Dezember 2010 (2010-12-29)	1-3,5-8, 14	INV. C21D6/00 C21D6/02
Y	* Absätze [0001], [0010], [0013], [0066]; Ansprüche 1-4; Tabellen 1,3,4 * -----	4,12,13	C21D8/0247 C22C38/00 C22C38/02
X	WO 2021/009543 A1 (ARCELORMITTAL [LU]) 21. Januar 2021 (2021-01-21)	1-3,5-8	C22C38/04 C22C38/06
Y	* Seiten 1,5-7; Tabellen 1-4 * -----	4,12,13	C22C38/42 C22C38/44
X	CN 115 786 632 A (FUSHUN SPECIAL STEEL SHARES CO LTD) 14. März 2023 (2023-03-14)	9-11	C22C38/48 C22C38/46
Y	* Absätze [0001], [0002], [0004] - [0023], [0070] - [0094]; Anspruch 2; Beispiel 2; Tabellen 4,5 * -----	4,12,13	C22C38/56 C22C38/58 C22C38/50 C22C38/54
			RECHERCHIERTE SACHGEBIETE (IPC)
			C21D C22C
Der vorliegende Recherchenbericht wurde für alle Patentansprüche erstellt			
Recherchenort		Abschlußdatum der Recherche	Prüfer
Den Haag		29. Juli 2026	Rausch, Elisabeth
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 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 (P24C03)

ANHANG ZUM EUROPÄISCHEN RECHERCHENBERICHT ÜBER DIE EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG NR.

EP 26 17 0065

In diesem Anhang sind die Mitglieder der Patentfamilien der im obengenannten europäischen Recherchenbericht angeführten Patentedokumente 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.

29-07-2026

10

15

20

25

30

35

40

45

50

55

Im Recherchenbericht angeführtes Patentedokument	Datum der Veröffentlichung	Mitglied(er) der Patentfamilie	Datum der Veröffentlichung
EP 2267177 A1	29-12-2010	AU 2009294126 A1	25-03-2010
		BR PI0905362 A2	30-06-2015
		BR 122017002730 B1	06-02-2018
		CN 101835918 A	15-09-2010
		EP 2267177 A1	29-12-2010
		JP 4538094 B2	08-09-2010
		JP WO2010032428 A1	02-02-2012
		KR 20100060020 A	04-06-2010
		TW 201016863 A	01-05-2010
		US 2010230016 A1	16-09-2010
		WO 2010032428 A1	25-03-2010

WO 2021009543 A1	21-01-2021	BR 112022000640 A2	03-03-2022
		CA 3147223 A1	21-01-2021
		CN 114096693 A	25-02-2022
		EP 3999667 A1	25-05-2022
		ES 2971131 T3	03-06-2024
		FI 3999667 T3	31-01-2024
		HU E064880 T2	28-04-2024
		JP 7422854 B2	26-01-2024
		JP 2022540899 A	20-09-2022
		KR 20220024526 A	03-03-2022
		MA 57970 B1	29-03-2024
		PL 3999667 T3	02-04-2024
		US 2022259693 A1	18-08-2022
		WO 2021009543 A1	21-01-2021
		WO 2021009705 A1	21-01-2021
		ZA 202200328 B	27-07-2022

CN 115786632 A	14-03-2023	KEINE	

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 Nicht-Patentliteratur

- Durch dieses Konzept kann der Gehalt schweißmindernder Elemente verringert werden. Metallic Materials Properties Development and Standardization Handbook. Batelle Memorial Institute, April 2015
[0003]