

(19)



(11)

EP 2 240 619 B1

(12)

EUROPÄISCHE PATENTSCHRIFT

(45) Veröffentlichungstag und Bekanntmachung des Hinweises auf die Patenterteilung:
25.01.2017 Patentblatt 2017/04

(51) Int Cl.:
C22C 38/48 (2006.01) **C22C 38/00** (2006.01)
C22C 38/04 (2006.01) **C22C 38/44** (2006.01)
C22C 38/46 (2006.01) **C22C 38/54** (2006.01)

(21) Anmeldenummer: **08717748.1**

(86) Internationale Anmeldenummer:
PCT/EP2008/053004

(22) Anmeldetag: **13.03.2008**

(87) Internationale Veröffentlichungsnummer:
WO 2008/119638 (09.10.2008 Gazette 2008/41)

(54) **KRIECHFESTER STAHL**

CREEP RESISTANT STEEL

ACIER RÉSISTANT AU FLUAGE

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

- **STAUBLI, Markus**
CH-5605 Dottikon (CH)
- **KÜNZLER, Andreas**
CH-5400 Baden (CH)

(30) Priorität: **29.03.2007 CH 506072007**

(74) Vertreter: **Bernotti, Andrea et al**
Studio Torta S.p.A.
Via Viotti, 9
10121 Torino (IT)

(43) Veröffentlichungstag der Anmeldung:
20.10.2010 Patentblatt 2010/42

(73) Patentinhaber: **General Electric Technology GmbH**
5400 Baden (CH)

(56) Entgegenhaltungen:
EP-A- 1 158 067 EP-A2- 0 866 145
WO-A-94/08063 WO-A-2006/045708
DE-A1- 3 426 882 US-A- 5 820 817
US-A1- 2002 020 473

(72) Erfinder:
• **NAZMY, Mohamed**
CH-5442 Fislisbach (CH)

EP 2 240 619 B1

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

Beschreibung

Technisches Gebiet

[0001] Die Erfindung bezieht sich auf Stähle auf der Basis von 9-12 % Chrom, die für Rotoren im Kraftwerksbereich eingesetzt werden. Sie betrifft die Wahl und das mengenanteilmässige Abstimmen spezieller Legierungselemente, welche die Einstellung einer aussergewöhnlich guten Kriechfestigkeit bei Temperaturen von 550 °C und darüber in diesem Material ermöglichen. Der erfindungsgemässe Stahl soll auch eine hohe Zähigkeit nach Langzeitalterung aufweisen, so dass er sowohl in Gas- als auch Dampfturbinen eingesetzt werden kann.

Stand der Technik

[0002] Martensitisch-härtbare Stähle auf der Basis von 9-12 % Chrom sind weitverbreitete Werkstoffe der Kraftwerkstechnik. Sie wurden entwickelt für eine Anwendung in Dampfkraftwerken bei Betriebstemperaturen oberhalb 600 °C und Dampfdrücken oberhalb 250 bar, um die Effizienz der Kraftwerke zu erhöhen. Unter diesen Betriebsbedingungen spielen die Kriechfestigkeit und der Oxidationswiderstand des Materials eine besondere Rolle.

[0003] Es ist bekannt, dass die Zugabe von Chrom im obengenannten Bereich nicht nur eine gute Beständigkeit gegen atmosphärische Korrosion, sondern auch die vollständige Durchhärbarkeit von dickwandigen Schmiedestücken ermöglicht, so wie sie etwa als Monoblockrotoren oder als Rotorscheiben in Gas- und Dampfturbinen Anwendung finden. Bewährte Legierungen dieser Art enthalten gewöhnlich etwa 0.08 bis 0.2 % Kohlenstoff, welcher in Lösung die Einstellung einer harten martensitischen Struktur ermöglicht. Eine gute Kombination von Warmfestigkeit und Duktilität martensitischer Stähle wird durch eine Anlassbehandlung ermöglicht, in welcher sich durch die Ausscheidung von Kohlenstoff in Form von Karbiden unter gleichzeitiger Erholung der Versetzungssubstruktur eine teilchenstabilisierte Substruktur bildet. Das Anlassverhalten und die hieraus resultierenden Eigenschaften können wirksam durch die Wahl und das mengenanteilmässige Abstimmen spezieller Karbidbildner wie zum Beispiel Mo, W, V, Nb und Ta beeinflusst werden.

[0004] Ein typischer Vertreter, welcher in Dampfkraftwerken, insbesondere als Rotorstahl breite Verwendung gefunden hat, ist der unter DIN bekannte deutsche Stahl X20CrMoV12.1.

[0005] Es ist ferner bekannt, dass die Duktilität auf einem Festigkeitsniveau von 850 MPa durch das Zu legieren von Nickel deutlich verbessert werden kann. Solche Legierungen finden daher dort eine breite Verwendung, wo deutlich höhere Anforderungen an sowohl Festigkeit wie auch Duktilität gestellt werden, typischer Weise als Scheibenwerkstoffe für Gasturbinenrotoren. Ein typischer Vertreter derartiger Legierungen, welcher in der Gasturbinentechnik, insbesondere als Werkstoff für Ro-

torscheiben breite Verwendung gefunden hat, ist der unter DIN bekannte deutsche Stahl X12CrNiMo12. Tendenziell wird durch Nickel aber nachteilig die Warmfestigkeit bei hohen Temperaturen gesenkt. Dies wird mit einer reduzierten Karbidstabilität in nickelhaltigen Stählen in Beziehung gesetzt.

[0006] In der vergangenen Zeit wurden verschiedene Anstrengungen unternommen, um spezielle Eigenschaften der bekannten 9-12% Cr-Stähle zu verbessern. So wird beispielsweise in der Veröffentlichung von Kern et al.: High Temperature Forged Components for Advanced Steam Power Plants, in Materials for Advanced Power Engineering 1998, Proceedings of the 6th Liege Conference, ed. by J. Lecomte-Becker et. al., die Entwicklung neuartiger Rotorstähle für Dampfturbinenanwendungen beschrieben.

[0007] In derartigen Legierungen wurden die Gehalte an Cr, Mo, W unter Berücksichtigung von N, Nb und/oder B optimiert, um die Kriech- und Zeitstandfestigkeiten für Anwendungen bei 600 °C zu verbessern. Durch Zugabe von Bor sollen die Karbide, wie beispielsweise $M_{23}C_6$, stabilisiert werden. Wegen der schädlichen Wirkung von Nickel auf die Langzeiteigenschaften, wurden bei diesen Stählen die Ni-Gehalte auf Werte kleiner 0.25 % beschränkt. Bei diesen Legierungen sind nachteilig die Bruchzähigkeitswerte tief, was zwar bei Dampfturbinenanwendungen keine grosse Rolle spielt und daher vernachlässigt werden kann, bei Gasturbinenanwendungen aber vermieden werden muss.

[0008] In späteren Veröffentlichungen (F. Kauffmann et. al.: "Microstructural Investigation of Boron containing TAF Steel and the Correlation to the Creep Strength", 31. MPA-Seminar in Verbindung mit der Fachtagung "Werkstoff- und Bauteilverhalten in der Energie- und Anlagentechnik", 13./14.10.2005, Stuttgart) wurden aus diesem Grunde bei einem B-Zusatz von 0.03 % zu einem 10.5 % Cr-Stahl die Ni-Gehalte sogar auf Werte < 0.002 % begrenzt.

[0009] Speziell für Gasturbinenanwendungen wurden Anstrengungen unternommen, um bei 9-12 % Cr-Stählen entweder die Zeitstandfestigkeiten im Bereich von 450 bis 500 °C auf hohem Duktilitätsniveau zu verbessern oder die Versprödungsneigung bei Temperaturen zwischen 425 und 500 °C zu reduzieren. So beschreibt die europäische Patentanmeldung EP 0 931 845 A1 einen in der Konstitution dem deutschen Stahl X12CrNiMo12 ähnlichen nickelhaltigen 12 % Chromstahl, in welchem das Element Molybdän gegenüber dem bekannten Stahl X12 CrNiMo12 reduziert, jedoch ein erhöhter Gehalt an Wolfram zulegiert wurde. In DE 198 32 430 A1 ist eine weitere Optimierung eines dem X12CrNiMo12 artgleichen Stahls mit der Bezeichnung M152 offenbart, bei welchem durch die Zugabe von Seltenerd-Elementen die Versprödungsneigung im Temperaturbereich zwischen 425 und 500 °C begrenzt wird.

[0010] Nachteilig ist, dass in keinem der obengenannten Entwicklungen die Festigkeit, insbesondere die Warmfestigkeit bei Temperaturen zwischen 300 und 600

°C, auf einem dem Stahl X12CrNiMo12 vergleichbar hohen Duktilitätsniveau verbessert werden konnte.

[0011] Ein möglicher Ansatz zur Verbesserung der Warmfestigkeit bei gleichzeitig hoher Duktilität wurde mit der Entwicklung von Stählen mit erhöhten Stickstoffgehalten vorgeschlagen. In EP 0 866 145 A2 wird eine neue Klasse von martensitischen Chromstählen mit Stickstoffgehalten im Bereich zwischen 0.12 bis 0.25 % beschrieben und in EP 1 158 067 A1 mit Stickstoffgehalten von 0.12 bis 0.18 %, wobei das Gewichtsverhältnis V/N im Bereich zwischen 3,5 und 4,2 liegt. Bei diesen Stählen wird die gesamte Gefügeausbildung durch die Bildung von Sondernitriden, insbesondere von Vanadiumnitriden gesteuert, welche durch die Schmiedebehandlung, durch die Austenitisierung, durch eine kontrollierte Abkühlbehandlung oder durch eine Anlassbehandlung in vielfältiger Weise verteilt werden können. Während die Festigkeit über die Härtungswirkung der Nitride erzielt wird, wird die Einstellung einer hohen Duktilität durch die Verteilung und Morphologie der Nitride, vor allem aber durch die Begrenzung der Kornvergrößerung während des Schmiedens und während der Lösungsglühbehandlung angestrebt.

[0012] US2002020473 offenbart einen hochchromhaltigen, wärmebeständigen, ferritischen Stahl, der die folgende Zusammensetzung (in Gew.-%) aufweist: 0.02 bis 0.15 % C, 0.05 bis 1.5 % Mn, ≤ 0.03 % P, ≤ 0.015 % S, 8 bis 13 % Cr, 1.5 bis 4 % W, 2 bis 6 % Co, 0.1 bis 0.5 % V, 0.01 bis 0.15 % Ta, 0.01 bis 0.15 % Nb, 0.001 bis 0.2 % Nd, ≤ 0.02 % N, 0.0005 bis 0.02 % B, 0.001 bis 0.05 % Al, mindestens eines der Elemente aus Ca (≤ 0.02 %), Y (≤ 0.2 %), La (≤ 0.2 %) und Hf (≤ 0.2 %), Rest Fe.

[0013] Aus EP 0867 522 A2 ist ein hitzebeständiger Stahl mit guten Zähigkeitseigenschaften für den Einsatz als Turbinenrotor bekannt, der folgende chemische Zusammensetzung aufweist (Gew.-%): 0.05-0.30 C, 0.20 oder weniger Si, 0-1.0 Mn, 8-14 Cr, 0.5-3.0 Mo, 0.10-0.50 V, 1.5-5.0 Ni, 0.01-0.5 Nb, 0.01-0.08 N, 0.001-0.020 B, Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen. Das Mikrolegieren mit Bor führt zu Ausscheidungen an den Korngrenzen und erhöht die zeitliche Stabilität der Karbonitride bei hohen Temperaturen, wobei höhere Gehalte an B aber die Zähigkeit des Stahles verringern. Nachteilig an dieser vorgeschlagenen Zusammensetzung sind auch die relativ hohen zugelassenen Si-Werte in Höhe von 0.2 %. Si dient zum Zeitpunkt des Schmelzens zwar vorteilhaft als Desoxidationsmittel, andererseits aber verbleiben Teile davon als Oxide im Stahl, was sich nachteilig in einer verringerten Zähigkeit bemerkbar macht.

[0014] Schliesslich werden in US 5820817 rostfreie Stähle mit 8-13 Gew.-% Cr vorgeschlagen, welche u.a. Bor und/oder Seltene Erdmetalle in ihrer Zusammensetzung aufweisen, um dem Widerstand gegen Versprödung bei Langzeitalterung zu erhöhen. Der maximale Gehalt an Seltenen Erden soll gemäss diesem Dokument 0.5 Gew.-% betragen, ein optimaler Anteil wird mit 0.1 Gew.-% angegeben.

Darstellung der Erfindung

[0015] Der Erfindung liegt die Aufgabe zugrunde, einen 9-12 % Cr-Stahl zu schaffen, welcher sich gegenüber dem bekannten Stand der Technik durch eine erhöhte Kriechfestigkeit bei Temperaturen von 550 °C und darüber auszeichnet und welcher eine verbesserte Beständigkeit gegenüber Versprödung bei Langzeitalterung und eine vergleichsweise hohe Zähigkeit aufweist, so dass er vor allem in Gasturbinen-, aber auch in Dampfturbinenkraftwerken eingesetzt werden kann. Er soll vorzugsweise für Rotoren von Turbomaschinen Anwendung finden, damit die Effizienz und der Ausstoss gegenüber dem bekannten Stand der Technik erhöht werden können.

[0016] Kern der Erfindung ist ein Stahl mit folgender chemischer Zusammensetzung (Angaben in Gew.-%): 0.08 bis 0.16 C, 9.0 bis 12.0 Cr, 0.1 bis 0.5 Mn, 2.3 bis 3 Ni, 1.5 bis 2.0 Mo, 0.1 bis 0.4 V, 0.01 bis 0.06 Nb, 0.02 bis 0.08 N, 0.001 bis 2 Ta, 0.001 bis 0.5 La, 0.0001 bis 1 Pd, 0.004 bis 0.012 B, maximal 0.005 P, maximal 0.005 S, maximal 0.05 Si, maximal 0.005 Sn, Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen.

[0017] Bevorzugte Bereiche für die einzelnen Legierungselemente der erfindungsgemässen Zusammensetzung sind in den Unteransprüchen enthalten, wobei besonders bevorzugt der Stahl erfindungsgemäss folgende chemische Zusammensetzung aufweist (Angaben in Gew.-%): 0.12 C, 11.5 Cr, 0.2 Mn, 2.5 Ni, 1.7 Mo, 0.25 V, 0.03 Nb, 0.04 N, 0.01 Ta, 0.05 La, 0.001 Pd, 0.007 B, 0.005 P, 0.005 S, 0.05 Si, 0.005 Sn, Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen.

[0018] Der Vorteil der Erfindung besteht darin, dass die erfindungsgemässe Legierung im Vergleich zu den aus dem Stand der Technik bekannten Legierungen ähnlicher Zusammensetzung, allerdings ohne B-Zusatz bzw. ohne La- und Pd-Zusatz, bei gleicher Wärmebehandlung verbesserte Kriech Eigenschaften bei Temperaturen von 550 °C und darüber aufweist, wobei auch gute Zähigkeitseigenschaften (Dehnung, Schlagarbeit) und eine verbesserte Beständigkeit gegen Versprödung bei Langzeitalterung erzielt werden.

[0019] Es wird ein Anlassgefüge eingestellt, das sich durch eine zähe Grundmatrix und durch die Anwesenheit warmfestigkeitsbringender Nitride, Boride und Karbide auszeichnet. Die Zähigkeit der Grundmatrix wird durch die Anwesenheit von Substitutionselementen, vorzugsweise durch Nickel, eingestellt. Die Gehalte dieser Substitutionselemente sind so bestimmt, dass sie eine optimale Entfaltung von sowohl der Martensithärtung wie auch der Teilchenhärtung durch Ausscheidung von Sondernitriden, z. B. Vanadiumnitride oder Niob-Nitride, zur Einstellung höchster Warmfestigkeiten ermöglichen.

[0020] Grundsätzlich senken beide Härtungsmechanismen die Duktilität. Charakteristischer Weise wird dabei im Bereich der Sekundärhärtung ein Duktilitätsminimum beobachtet. Dieses Duktilitätsminimum braucht nicht ausschliesslich durch den eigentlichen Ausschei-

dungshärtungsmechanismus hervorgerufen zu sein. Ein gewisser Versprödungsbeitrag kann auch durch Segregation von Verunreinigungen an die Korngrenzen oder möglicherweise auch durch Nahordnungseinstellungen von gelösten Legierungsatomen geliefert werden.

[0021] Eine Erhöhung der Anlasstemperatur über den Sekundärhärtungsbereich führt zur vollständigen Ausscheidung mit deutlichem Wachstum von Karbiden. Dadurch nimmt die Festigkeit ab und die Duktilität zu. Wesentlich ist, dass durch die gleichzeitige Erholung der Versetzungssubstruktur und der Teilchenvergrößerung die Duktilität verstärkt zunimmt, so dass die Kombination aus Festigkeit und Duktilität insgesamt verbessert wird. Diese Verbesserung ist der Bildung einer teilchenstabilisierten Subkornstruktur zuzuschreiben. Dabei ist davon auszugehen, dass sowohl die Duktilität als auch die Festigkeit teilchenstabilisierter Subkornstrukturen durch Ungleichmässigkeiten in der Topologie der Teilchen-Subkornstruktur verringert wird. Ausscheidungen auf Subkorngrößen sind einer beschleunigten Vergrößerung unterworfen und neigen zur Koagulation mit benachbarten Ausscheidungen. Grobe und koagulierte Phasen erzeugen bruchauslösende Spannungsspitzen, welche die Duktilität senken. Vor allem aber wird durch die ungleichmässige Verteilung der Ausscheidungen auch der bei hohen Temperaturen wirksamste Härtungsmechanismus, nämlich die Teilchenhärtung, stark begrenzt.

[0022] Eine Massnahme zur Duktilitätssteigerung in konventionellen, martensitischhärzbaren Stählen ist das Zu legieren von Nickel. Die Ursachen hierzu sind jedoch nicht in allen Punkten bekannt und dürften stark vom Nickelgehalt abhängen. So können kleine Anteile von Nickel schon sehr duktilitätsfördernd sein, wenn dadurch etwa die Bildung von Delta-Ferrit vollständig unterdrückt werden kann.

[0023] Bei Nickelgehalten über 2 Gew.-% wird hingegen erwartet, dass durch Nickel die Ac1-Temperatur (das ist diejenige Temperatur, bei der sich während des Aufheizens Ferrit in Austenit umzuwandeln beginnt) auf Temperaturen unter 700 °C gesenkt wird. Soll also die Festigkeit durch ein Absenken der Anlasstemperatur unter 700 °C gesteigert werden, dann ist in Anwesenheit erhöhter Nickelgehalte beim Anlassen mit einer partiellen Umwandlung von Ferrit in Austenit zu rechnen. Dies ist mit einer gewissen duktilitätsfördernden Korneubildung verbunden. Hingegen ist jedoch zu beachten, dass die Karbidausscheidung oberhalb der Ac1-Temperatur nur unvollständig abläuft, da die Löslichkeit des austenitstabilisierenden Elements Kohlenstoff im Austenit grösser ist als im Ferrit. Der sich bildende Austenit ist weiter nicht hinreichend stabilisiert, so dass ein grösserer Volumenanteil des rückgebildeten Austenits einer weiteren martensitischen Umwandlung bei der Rückabkühlung nach dem Anlassen unterworfen ist. Neben den beiden vorgenannten Wirkungsbeiträgen von Nickel zur Duktilitätssteigerung kann ein gewisser Duktilitätsbeitrag von Nickel in seiner Wirkung als Substitutionselement in fester Lösung kommen. Dies lässt sich elektronentheo-

retisch so erklären, dass das Element Nickel zusätzliche, freie Elektronen in das Eisengitter speist und dadurch die Eisenlegierungen noch "metallischer" macht.

[0024] Grundsätzlich weisen konventionelle, martensitischhärzbare Stähle, welche mit Nickel legiert sind, gegenüber nickelarmen Legierungen keine besonderen Warmfestigkeitsvorteile auf. Dies trifft zumindest für Prüftemperaturen oberhalb 500 °C zu und könnte bei erhöhten Nickelgehalten mit der oben erwähnten Reaustenitisierung beim Anlassen zusammenhängen. Es ist ferner bekannt, dass das Zu legieren von Nickel in derartige Stähle die Gefügestabilität unter langzeitigen Auslagerungsbedingungen bei erhöhten Temperaturen deutlich verschärft. Diese langzeitige Gefügestabilität wird dabei mit einer beschleunigten Vergrößerung der Karbide in Beziehung gesetzt.

[0025] Mangan liegt auf der linken Seite neben dem Element Eisen im periodischen System der Elemente. Es ist ein elektronenärmeres Element, womit seine Wirkung in fester Lösung deutlich verschieden sein sollte von Nickel. Nichtsdestoweniger ist es ein austenitstabilisierendes Element, welches die Ac1-Temperatur stark senkt, jedoch keine besonders positive, sondern eine eher ungünstige Wirkung auf die Duktilität hinterlässt. Auf der Seite der kohlenstoffhaltigen 12 % Chromstähle wird Mangan als ein Verunreinigungselement verstanden, welches die Anlassversprödung wesentlich fördert. Daher wird der Gehalt an Mangan gewöhnlich auf Kleinstmengen begrenzt.

[0026] Nachfolgend werden die bevorzugten Mengen in Gewichtsprozenten für jedes Element und die Gründe für die gewählten erfindungsgemässen Legierungsbereiche in ihrem Zusammenhang mit den hieraus resultierenden Möglichkeiten der Wärmebehandlungen aufgezeigt.

Chrom:

[0027] Ein Gewichtsanteil von 9-12 % Chrom ermöglicht eine gute Durchhärbarkeit dickwandiger Bauteile und stellt eine hinreichende Oxidationsbeständigkeit bis zu einer Temperatur von 550 °C sicher. Ein Gewichtsanteil unter 9 % beeinträchtigt die Durchvergütbarkeit. Gehalte oberhalb 12 % führen zur beschleunigten Bildung von hexagonalen Chromnitriden während des Anlassvorgangs, welche neben Stickstoff auch Vanadium abbinden, und damit die Wirksamkeit einer Aushärtung durch Vanadiumnitride verringern. Der optimale Chromgehalt liegt bei 10.5 bis 11.5 %.

Mangan und Silizium:

[0028] Diese Elemente fördern die Anlassversprödung und müssen daher auf kleinste Gehalte begrenzt werden. Der zu spezifizierende Bereich sollte unter Berücksichtigung der metallurgischen Möglichkeiten im Bereich zwischen 0.1 und 0.5 Gew.-%, vorzugsweise zwischen 0.1 und 0.25 %, insbesondere bei 0.2 % für Mangan und bei

max. 0.05 % Gew.- % für Silizium liegen.

Nickel:

[0029] Nickel wird als austenitstabilisierendes Element zur Unterdrückung von Delta-Ferrit eingesetzt. Darüber hinaus soll es als ein gelöstes Element in der ferritischen Matrix die Duktilität verbessern. Nickelgehalte von 2.3 bis etwa 3 Gew.- % sind sinnvoll. Nickelgehalte oberhalb 4 Gew.- % verstärken die Austenitstabilität derart, dass nach dem Lösungsglühen und Anlassen ein erhöhter Anteil von Restaustenit beziehungsweise Anlassaustenit im vergüteten Martensit vorliegen kann. Vorzugsweise liegt der Nickelgehalt bei 2.3 bis 2.8, insbesondere 2.5 Gew.- %.

Molybdän :

[0030] Molybdän verbessert die Kriechfestigkeit durch Mischkristallhärtung als partiell gelöstes Element und durch Ausscheidungshärtung während einer Langzeitbeanspruchung. Ein übermässig hoher Anteil dieses Elementes führt jedoch zu Versprödung während einer Langzeitauslagerung, welche durch die Ausscheidung und Vergrößerung von Laves-Phase (W, Mo) und Sigma-Phase (Mo) gegeben ist. Der Bereich für Mo liegt bei 1.5 bis 2 Gew.- %, vorzugsweise bei 1.6 bis 1.8 Gew.- %, insbesondere bei 1.7 Gew.- %.

Vanadium und Stickstoff:

[0031] Diese beiden Elemente zusammen kontrollieren massgeblich die Korngrössenausbildung und die Ausscheidungshärtung. Ein leicht überstöchiometrisches V/N-Verhältnis erhöht mitunter auch die Stabilität des Vanadiumnitrids gegenüber des Chromnitrids. Der konkrete Gehalt an Stickstoff und Vanadiumnitriden richtet sich nach dem optimalen Volumenanteil der Vanadiumnitride, welche während der Lösungsglühung als unlösliche Primärnitride zurückbleiben sollen. Je grösser der Gesamtanteil von Vanadium und Stickstoff ist, umso grösser ist derjenige Anteil der Vanadiumnitride, welcher nicht mehr in Lösung geht und umso grösser ist die Kornfeinungswirkung. Der positive Einfluss der Kornfeinung auf die Duktilität ist jedoch begrenzt, da mit zunehmendem Volumenanteil von Primärnitriden die Primärnitride selbst die Duktilität begrenzen. Der bevorzugte Gehalt an Stickstoff liegt im Bereich 0.02 bis 0.08 Gew.- %, vorzugsweise 0.025 bis 0.055 Gew.- %, besonders bevorzugt bei 0.04 Gew.- % N, und derjenige von Vanadium liegt im Bereich zwischen 0.1 und 0.4 Gew.- %, vorzugsweise 0.2 bis 0.3 Gew.- %, und insbesondere bei 0.25 Gew.- %.

Niob:

[0032] Niob ist ein starker Nitridbildner, welche die Kornfeinungswirkung unterstützen. Um den Volumenanteil

teil der Primärnitride klein zu halten, muss ihr Gesamtanteil auf 0.1 Gew.- % begrenzt werden. Niob löst sich in kleinen Mengen im Vanadiumnitrid und kann damit die Stabilität des Vanadiumnitrids verbessern. Niob wird im Bereich zwischen 0.01 und 0.06 Gew.- %, vorzugsweise 0.02 bis 0.04 Gew.- %, und insbesondere mit 0.03 Gew.- % zulegiert.

Phosphor, Schwefel, Zinn:

[0033] Diese Elemente verstärken zusammen mit Silizium und Mangan die Anlassversprödung bei Langzeitauslagerungen im Bereich zwischen 350 und 500°C. Diese Elemente sollten daher auf maximal tolerierbare Anteile (0.005 Gew.- %) begrenzt werden.

Tantal:

[0034] Ta beeinflusst die Kriechfestigkeit positiv. Ein Zulegieren von 0.001 bis 2 Gew.- % Ta bewirkt, dass aufgrund der grösseren Neigung von Tantal zur Karbidbildung als Chrom einerseits die Ausscheidung von unerwünschten Chromkarbiden an den Korngrenzen, andererseits auch die unerwünschte Verarmung des Mischkristalls an Chrom verringert wird. Der bevorzugte Bereich für Ta liegt bei 0.005 bis 0.1 Gew.- %, insbesondere sollte ein Ta-Gehalt von 0.01 Gew.- % eingestellt werden.

30 Kohlenstoff:

[0035] Kohlenstoff bildet beim Anlassen Chromkarbide, welche für eine verbesserte Kriechfestigkeit förderlich sind. Bei zu hohen Kohlenstoffgehalten führt der hieraus resultierende erhöhte Volumenanteil von Karbiden jedoch zu einer Duktilitätsminderung, welche insbesondere durch die Karbidvergrößerung während einer Langzeitauslagerung zum Tragen kommt. Der Kohlenstoffgehalt sollte daher nach oben auf 0.16 Gew.- % begrenzt werden. Nachteilig ist auch die Tatsache, dass Kohlenstoff die Aufhärtung beim Schweiessen verstärkt. Der bevorzugte Kohlenstoffgehalt liegt im Bereich zwischen 0.10 und 0.14 Gew.- %, vorzugsweise bei 0.12 Gew.- %.

45 Bor:

[0036] Bor stabilisiert die $M_{23}C_6$ -Ausscheidungen und verbessert somit die Kriechfestigkeit des Stahles, wobei aber die Bildung von Bornitriden auf Kosten der Vanadiumkarbonitride verhindert werden muss. Ausserdem ist aber zu beachten, dass die Austenitisierungstemperatur erhöht werden muss, um homogenes Bor in der Matrix zu erhalten, was aber wiederum zu einer Erhöhung der Korngrösse und damit zu schlechteren Eigenschaften des Materials führt. Daher soll der Bor-Gehalt auf 40 bis 120 ppm begrenzt werden. Vorzugsweise ist ein B-Gehalt von 50 ppm bis 120 ppm, besonders bevorzugt von ca. 70 ppm, einzustellen.

Lanthan:

[0037] Lanthan bindet den Schwefel im Stahl durch die Bildung von Lanthansulfid La_2S_3 . La_2S_3 ist wesentlich stabiler als MnS_2 . Es hat einen Schmelzpunkt von $> 2100^\circ\text{C}$, während sich MnS_2 bei hohen Temperaturen unter Freisetzung von S zersetzt. Da aber aufgrund des Stahlherstellungsprozesses gewisse Gehalte an S einerseits notwendig sind und andererseits als Verunreinigungen auch nicht vermeidbar sind, und Schwefel die Versprödungsneigung des Materials nachteilig erhöht, sind stabile Sulfidbildner im Stahl wie La wesentlich besser als Mn. Ausserdem wird durch das Mikrolegieren mit La vorteilhaft die Korngrösse reduziert, was sich auch vorteilhaft dabei auswirkt, wenn das Material zerstörungsfrei durch Ultraschallverfahren geprüft wird. So wurde von der Anmelderin beispielsweise bei einem mit B dotierten 12% Cr-Stahl bei einer Austenitisierungstemperatur von 1100°C eine Korngrösse ASTM 6 ermittelt, während bei einem mit B und La mikrolegierten 12 % Cr-Stahl die Korngrösse bei der gleichen Austenitisierungstemperatur nur noch ASTM 7 betrug. Hinzu kommt, dass wegen der sehr hohen Stabilität der Lanthansulfide und des positiven Effekts auf die Behinderung von interdentrischen Schweissrissen die Schweissbarkeit der 12% Cr-Stähle verbessert wird. Da Lanthan aber nachteilig auch Oxide bildet, sollte der Gehalt an La bei 0.001 bis 0.5 Gew.-%, vorzugsweise bei 0.01 bis 0.1 Gew.-%, insbesondere bei 0.05 Gew.-%, liegen.

Palladium:

[0038] Pd bildet mit dem Eisen des Stahles eine geordnete intermetallische Fe-Pd L_{10} -Phase, die α' -Phase. Diese stabile α' -Phase erhöht die Zeitstandfestigkeit bei hohen Temperaturen durch Stabilisation der Korngrenzenausscheidungen, wie z.B. M_{23}C_6 , und wirkt sich somit positiv auf die Kriecheigenschaften aus. Palladium hat allerdings den Nachteil hoher Kosten. Der Pd-Gehalt des vorgeschlagenen Stahles sollte im Bereich von 0.0001 bis 1, vorzugsweise von 0.0005 bis 0.01 Gew.-% liegen, wobei ein Gehalt von 0.001 Gew.-% besonders geeignet ist.

Kurze Beschreibung der Zeichnung

[0039] In der Zeichnung ist ein Ausführungsbeispiel der Erfindung dargestellt. Es zeigen:

Fig. 1 eine graphische Darstellung, bei welcher die Spannungen ausgewählter Legierungen (nach dem Stand der Technik VL1 bzw. entsprechend der vorliegenden Erfindung L2) bei einer Temperatur von 550°C über der mittleren Zeit bis zum Bruch bzw. bis zur 1 % Dehnung des Materials aufgetragen sind;

Fig. 2 eine graphische Darstellung analog zu Fig.1,

aber bei einer Temperatur von 450°C ;

Fig. 3 eine graphische Darstellung, bei welcher die Bruchzähigkeit (linkes Teilbild) und die Schlagenergie (rechtes Teilbild) für die beiden Legierungen VL1 und L2 bei Raumtemperatur im wärmebehandelten Zustand (ohne Auslagerung) gegenübergestellt sind und

Fig. 4 eine graphische Darstellung analog zu Fig. 3, bei welcher aber die Proben nach der Wärmebehandlung zusätzlich 3000 Stunden bei 480°C ausgelagert wurden.

Wege zur Ausführung der Erfindung

[0040] Nachfolgend wird die Erfindung anhand eines Ausführungsbeispiels und der Fig. 1 bis 4 näher erläutert.

[0041] Die untersuchte erfindungsgemässe Legierung L2 wies folgende chemische Zusammensetzung (Angaben in Gew.-%) auf: 0.12 C, 11.5 Cr, 0.2 Mn, 2.5 Ni, 1.7 Mo, 0.25 V, 0.03 Nb, 0.04 N, 0.01 Ta, 0.05 La, 0.001 Pd, 0.0070 B, 0.05 Si, 0.005 P, 0.005 S, 0.005 Sn, Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen.

[0042] Als Vergleichslegierung VL1 wurde ein aus dem Stand der Technik bekannter kommerzieller Stahl des Typs X12CrNiMoV11-2-2 verwendet mit folgender chemischer Zusammensetzung (Angaben in Gew.-%): 0.10-0.14 C, 11.0-12.0 Cr, 0.25 Mn, 2.0-2.6 Ni, 1.3-1.8 Mo, 0.2-0.35 V, 0.02-0.05 N, 0.15 Si, 0.026 P und 0.015 S.

[0043] Beide Legierungen haben somit eine vergleichbare Zusammensetzung mit dem Unterschied, dass die erfindungsgemässe Legierung L2 zusätzlich mit Nb, B, sowie La und Pd mikrolegiert ist und Ta enthält.

[0044] Die erfindungsgemässe Legierung L2 und die Vergleichslegierung VL1 wurden den folgenden Wärmebehandlungsprozessen unterzogen:

1. Normalisierung bei 1100°C / 3h / Ventilatorluft-Abkühlung auf Raumtemperatur
2. Anlassbehandlung bei 640°C / 5h / Luft-Abkühlung auf Raumtemperatur

[0045] Aus den derartig behandelten Werkstoffen wurden Proben zur Ermittlung der mechanischen Eigenschaften hergestellt. Es wurden Langzeitauslagerung bei 450°C , 480°C bzw. 550°C unter bestimmten mechanischen Belastungen durchgeführt, sowie die Schlagenergie und die Bruchzähigkeit bei Raumtemperatur ermittelt. Die Ergebnisse sind in den Figuren 1 bis 4 dargestellt.

[0046] Fig. 1 zeigt für die beiden Legierungen VL1 und L2 die Eigenschaften beim Kriechen, d.h. die Zeitstandfestigkeit und die 1%-Dehngrenze bei 550°C . In diesem Diagramm sind somit in Abhängigkeit von der Spannung bei 550°C die mittleren Zeiten bis zum Bruch und bis zum Erreichen einer 1%igen Dehnung dargestellt.

[0047] Es zeigt sich, dass bei der genannten Tempe-

ratur die erfindungsgemässe Legierung L2 vorteilhaft wesentlich längere Zeiten bei Einwirkung der gleichen Spannung bis zum Erreichen einer 1 %igen Dehnung benötigt als die Vergleichslegierung VL1. Bei der Zeit bis zum Bruch (Zeitstandfestigkeit) ist dieser Unterschied noch deutlicher zu sehen, da die in Fig. 1 mit einem Pfeil versehenen Proben der Legierung L2 noch gar nicht zu Bruch gegangen sind. Hier ist bei der erfindungsgemässen Legierung L2 eine deutliche Verschiebung zu längeren Zeiten hin zu erkennen, was von besonderem Vorteil für den geplanten Einsatz als Gasturbinen- oder Dampfturbinenrotor ist.

[0048] In Fig. 2 sind die gleichen Abhängigkeiten dargestellt, allerdings für eine niedrigere Temperatur (450 °C). Hier sind die Unterschiede zwischen dem Verhalten der Vergleichslegierung VL1 und der erfindungsgemässen Legierung L2 zwar auch erkennbar, aber im Vergleich zu den in Fig. 1 dargestellten Ergebnissen sind diese nicht so gravierend.

[0049] In Fig. 3 sind die Bruchzähigkeiten und Schlagenergien bei Raumtemperatur für die beiden untersuchten Legierungen im oben beschriebenen Wärmebehandlungszustand (ohne Auslagerung) gegenübergestellt. Trotz der deutlich besseren Kriecheigenschaften bei hohen Temperaturen (siehe Fig. 1 und 2) kommt es bei der erfindungsgemässen Legierung kaum zu einer Verschlechterung der Zähigkeit.

[0050] Den Einfluss einer Langzeitauslagerung bei einer Temperatur von 480 °C zeigt Fig. 4. Dort sind die Bruchzähigkeiten und Schlagenergien bei Raumtemperatur für die beiden untersuchten Legierungen L2 und VL1 nach einer Auslagerung von 3000 Stunden bei 480 °C dargestellt. Trotz der deutlich besseren Kriecheigenschaften bei hohen Temperaturen (wesentlich bessere Festigkeitswerte) sind bei der erfindungsgemässen Legierung L2 im Vergleich zur VL1 die Zähigkeitseigenschaften nahezu unverändert gut.

[0051] Diese sehr gute Eigenschaftskombination (sehr hohe Kriechfestigkeit bei Temperaturen von 450 °C und wesentlich darüber, gute Zähigkeitseigenschaften nach Langzeitauslagerung bei hohen Temperaturen) wird im Vergleich zum Stand der Technik erreicht durch die Kombination der Legierungselemente B, Ta, La und Pd in den angegebenen Bereichen.

[0052] Zusammenfassend ist zu sagen, dass sich die erfindungsgemässe Legierung einerseits durch eine sehr gute Kriechfestigkeit bei Temperaturen von 450 °C, vorzugsweise 550 °C, und darüber auszeichnet und damit den konventionellen 12%Cr-Stählen überlegen ist. Dies ist vorwiegend auf den Einfluss von Bor, Tantal und Palladium zurückzuführen, welche im angegebenen Bereich zulegiert werden. Bor, Tantal und Palladium stabilisieren die $M_{23}C_6$ -Ausscheidungen, welche eine wesentliche verfestigende Rolle während des Kriechens spielen, wobei Pd zusätzlich eine stabile intermetallische Phase mit dem Eisen bildet, was auch zur Erhöhung der Kriechfestigkeit beiträgt. Zusätzlich wird die Versetzungsdichte bis zum Bruch erhalten und somit Kriech-

festigkeit des Stahles verbessert. Einen ähnlichen Effekt auf die Erhöhung der Kriechfestigkeit haben Ta und Pd. Andererseits weist die erfindungsgemässe Legierung eine verbesserte Beständigkeit gegenüber Versprödung bei Langzeitalterung und eine vergleichsweise hohe Zähigkeit auf. Dies ist zurückzuführen auf die Zugabe von Lanthan im angegebenen Bereich, weil dadurch die sowohl Korngrösse reduziert wird als auch stabile Lanthansulfide La_2S_3 gebildet werden.

[0053] Die erfindungsgemässe Legierung ist somit besonders für Rotoren in Gas- und Dampfturbinen, welche hohen Eintrittstemperaturen von über 550 °C ausgesetzt sind, vorteilhaft einsetzbar.

[0054] Selbstverständlich ist die Erfindung nicht auf das beschriebene Ausführungsbeispiel beschränkt.

Patentansprüche

1. Kriechfester Stahl **gekennzeichnet durch** folgende chemische Zusammensetzung (Angaben in Gew.-%): 0.08 bis 0.16 C, 9.0 bis 12.0 Cr, 0.1 bis 0.5 Mn, 2.3 bis 3 Ni, 1.5 bis 2.0 Mo, 0.1 bis 0.4 V, 0.01 bis 0.06 Nb, 0.02 bis 0.08 N, 0.001 bis 2 Ta, 0.001 bis 0.5 La, 0.0001 bis 1 Pd, 0.004 bis 0.012 B, maximal 0.005 P, maximal 0.005 S, maximal 0.05 Si, maximal 0.005 Sn, Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen.
2. Kriechfester Stahl nach Anspruch 1, **gekennzeichnet durch** 2.3 bis 2.8 % Ni.
3. Kriechfester Stahl nach Anspruch 2, **gekennzeichnet durch** 2.5 % Ni.
4. Kriechfester Stahl nach Anspruch 1, **gekennzeichnet durch** 10 bis 12 % Cr.
5. Kriechfester Stahl nach Anspruch 4, **gekennzeichnet durch** 10.5 bis 11.5 % Cr.
6. Kriechfester Stahl nach Anspruch 1, **gekennzeichnet durch** 0.10 bis 0.14 % C.
7. Kriechfester Stahl nach Anspruch 6, **gekennzeichnet durch** 0.12 % C.
8. Kriechfester nach Anspruch 1, **gekennzeichnet durch** 0.10 bis 0.25 % Mn.
9. Kriechfester Stahl nach Anspruch 8, **gekennzeichnet durch** 0.20 % Mn.
10. Kriechfester Stahl nach Anspruch 1, **gekennzeichnet durch** 1.6 bis 1.8 % Mo.
11. Kriechfester Stahl nach Anspruch 10, **gekennzeichnet durch** 1.7 % Mo.

12. Kriechfester Stahl nach Anspruch 1, **gekennzeichnet durch** 0.2 bis 0.3 % V.
13. Kriechfester Stahl nach Anspruch 12, **gekennzeichnet durch** 0.25 % V.
14. Kriechfester Stahl nach Anspruch 1, **gekennzeichnet durch** 0.02 bis 0.04 % Nb.
15. Kriechfester Stahl nach Anspruch 14, **gekennzeichnet durch** 0.03 % Nb.
16. Kriechfester Stahl nach Anspruch 1, **gekennzeichnet durch** 0.025 bis 0.055 % N.
17. Kriechfester Stahl nach Anspruch 16, **gekennzeichnet durch** 0.04 % N.
18. Kriechfester Stahl nach Anspruch 1, **gekennzeichnet durch** 0.005 bis 0.012 % B.
19. Kriechfester Stahl nach Anspruch 18, **gekennzeichnet durch** 0.007 % B.
20. Kriechfester Stahl nach Anspruch 1, **gekennzeichnet durch** 0.005 bis 0.1 % Ta.
21. Kriechfester Stahl nach Anspruch 20, **gekennzeichnet durch** 0.01 % Ta.
22. Kriechfester Stahl nach Anspruch 1, **gekennzeichnet durch** 0.01 bis 0.1 % La.
23. Kriechfester Stahl nach Anspruch 22, **gekennzeichnet durch** 0.05 % La.
24. Kriechfester Stahl nach Anspruch 1, **gekennzeichnet durch** 0.0001 bis 1 % Pd.
25. Kriechfester Stahl nach Anspruch 24, **gekennzeichnet durch** 0.0005 bis 0.01 % Pd.
26. Kriechfester Stahl nach Anspruch 25, **gekennzeichnet durch** 0.001 % Pd.
27. Kriechfester Stahl nach einem der Ansprüche 1 bis 26, **dadurch gekennzeichnet, dass** er für Rotoren thermischer Turbomaschinen verwendet wird.

Claims

1. Creep-resistant steel, **characterized by** the following chemical composition (given in % by weight): 0.08 to 0.16 C, 9.0 to 12.0 Cr, 0.1 to 0.5 Mn, 2.3 to 3 Ni, 1.5 to 2.0 Mo, 0.1 to 0.4 V, 0.01 to 0.06 Nb, 0.02 to 0.08 N, 0.001 to 2 Ta, 0.001 to 0.5 La, 0.0001 to 1 Pd, 0.004 to 0.012 B, maximum 0.005 P, max-

imum 0.005 S, maximum 0.05 Si, maximum 0.005 Sn, and the remainder iron and unavoidable impurities.

- 5 2. Creep-resistant steel according to claim 1, **characterized by** 2.3 to 2.8% Ni.
3. Creep-resistant steel according to claim 2, **characterized by** 2.5% Ni.
- 10 4. Creep-resistant steel according to claim 1, **characterized by** 10 to 12% Cr.
- 15 5. Creep-resistant steel according to claim 4, **characterized by** 10.5 to 11.5% Cr.
6. Creep-resistant steel according to claim 1, **characterized by** 0.10 to 0.14% C.
- 20 7. Creep-resistant steel according to claim 6, **characterized by** 0.12% C.
8. Creep-resistant steel according to claim 1, **characterized by** 0.10 to 0.25% Mn.
- 25 9. Creep-resistant steel according to claim 8, **characterized by** 0.20% Mn.
- 30 10. Creep-resistant steel according to claim 1, **characterized by** 1.6 to 1.8% Mo.
11. Creep-resistant steel according to claim 10, **characterized by** 1.7% Mo.
- 35 12. Creep-resistant steel according to claim 1, **characterized by** 0.2 to 0.3% V.
13. Creep-resistant steel according to claim 12, **characterized by** 0.25% V.
- 40 14. Creep-resistant steel according to claim 1, **characterized by** 0.02 to 0.04% Nb.
- 45 15. Creep-resistant steel according to claim 14, **characterized by** 0.03% Nb.
16. Creep-resistant steel according to claim 1, **characterized by** 0.025 to 0.055% N.
- 50 17. Creep-resistant steel according to claim 16, **characterized by** 0.04% N.

18. Creep-resistant steel according to claim 1, **characterized by** 0.005 to 0.012% B.
- 55 19. Creep-resistant steel according to claim 18, **characterized by** 0.007% B.

20. Creep-resistant steel according to claim 1, **characterized by** 0.005 to 0.1% Ta.
21. Creep-resistant steel according to claim 20, **characterized by** 0.01% Ta. 5
22. Creep-resistant steel according to claim 1, **characterized by** 0.01 to 0.1% La.
23. Creep-resistant steel according to claim 22, **characterized by** 0.05% La. 10
24. Creep-resistant steel according to claim 1, **characterized by** 0.0001 to 1% Pd. 15
25. Creep-resistant steel according to claim 24, **characterized by** 0.0005 to 0.01% Pd.
26. Creep-resistant steel according to claim 25, **characterized by** 0.001% Pd. 20
27. Creep-resistant steel according to any of claims 1 to 26, **characterized in that** it is used for rotors of thermal turbomachines.

Revendications

1. Acier résistant au fluage, **caractérisé par** la composition chimique suivante (indications en % en poids) : 0,08 à 0,16 C, 9,0 à 12,0 Cr, 0,1 à 0,5 Mn, 2,3 à 3 Ni, 1,5 à 2,0 Mo, 0,1 à 0,4 V, 0,01 à 0,06 Nb, 0,02 à 0,08 N, 0,001 à 2 Ta, 0,001 à 0,5 La, 0,0001 à 1 Pd, 0,004 à 0,012 B, maximum 0,005 P, maximum 0,005 S, maximum 0,05 Si, maximum 0,005 Sn, le reste étant constitué de fer et des impuretés inévitables. 30
2. Acier résistant au fluage selon la revendication 1, **caractérisé par** 2,3 à 2,8 % Ni.
3. Acier résistant au fluage selon la revendication 2, **caractérisé par** 2,5 % Ni. 40
4. Acier résistant au fluage selon la revendication 1, **caractérisé par** 10 à 12 % Cr. 45
5. Acier résistant au fluage selon la revendication 4, **caractérisé par** 10,5 à 11,5 % Cr.
6. Acier résistant au fluage selon la revendication 1, **caractérisé par** 0,10 à 0,14 % C. 50
7. Acier résistant au fluage selon la revendication 6, **caractérisé par** 0,12 % C.
8. Résistant au fluage selon la revendication 1, **caractérisé par** 0,10 à 0,25 % Mn. 55

9. Acier résistant au fluage selon la revendication 8, **caractérisé par** 0,20 % Mn.
10. Acier résistant au fluage selon la revendication 1, **caractérisé par** 1,6 à 1,8 % Mo.
11. Acier résistant au fluage selon la revendication 10, **caractérisé par** 1,7 % Mo.
12. Acier résistant au fluage selon la revendication 1, **caractérisé par** 0,2 à 0,3 % V.
13. Acier résistant au fluage selon la revendication 12, **caractérisé par** 0,25 % V.
14. Acier résistant au fluage selon la revendication 1, **caractérisé par** 0,02 à 0,04 % Nb.
15. Acier résistant au fluage selon la revendication 14, **caractérisé par** 0,03 % Nb.
16. Acier résistant au fluage selon la revendication 1, **caractérisé par** 0,025 à 0,055 % N.
17. Acier résistant au fluage selon la revendication 16, **caractérisé par** 0,04 % N. 25
18. Acier résistant au fluage selon la revendication 1, **caractérisé par** 0,005 à 0,012 % B. 30
19. Acier résistant au fluage selon la revendication 18, **caractérisé par** 0,007 % B.
20. Acier résistant au fluage selon la revendication 1, **caractérisé par** 0,005 à 0,1 % Ta. 35
21. Acier résistant au fluage selon la revendication 20, **caractérisé par** 0,01 % Ta.
22. Acier résistant au fluage selon la revendication 1, **caractérisé par** 0,01 à 0,1 % La. 40
23. Acier résistant au fluage selon la revendication 22, **caractérisé par** 0,05 % La.
24. Acier résistant au fluage selon la revendication 1, **caractérisé par** 0,0001 à 1 % Pd.
25. Acier résistant au fluage selon la revendication 24, **caractérisé par** 0,0005 à 0,01 % Pd.
26. Acier résistant au fluage selon la revendication 25, **caractérisé par** 0,001 % Pd.
27. Acier résistant au fluage selon l'une des revendications 1 à 26, **caractérisé en ce qu'il** est utilisé pour des rotors de turbomachines thermiques. 55

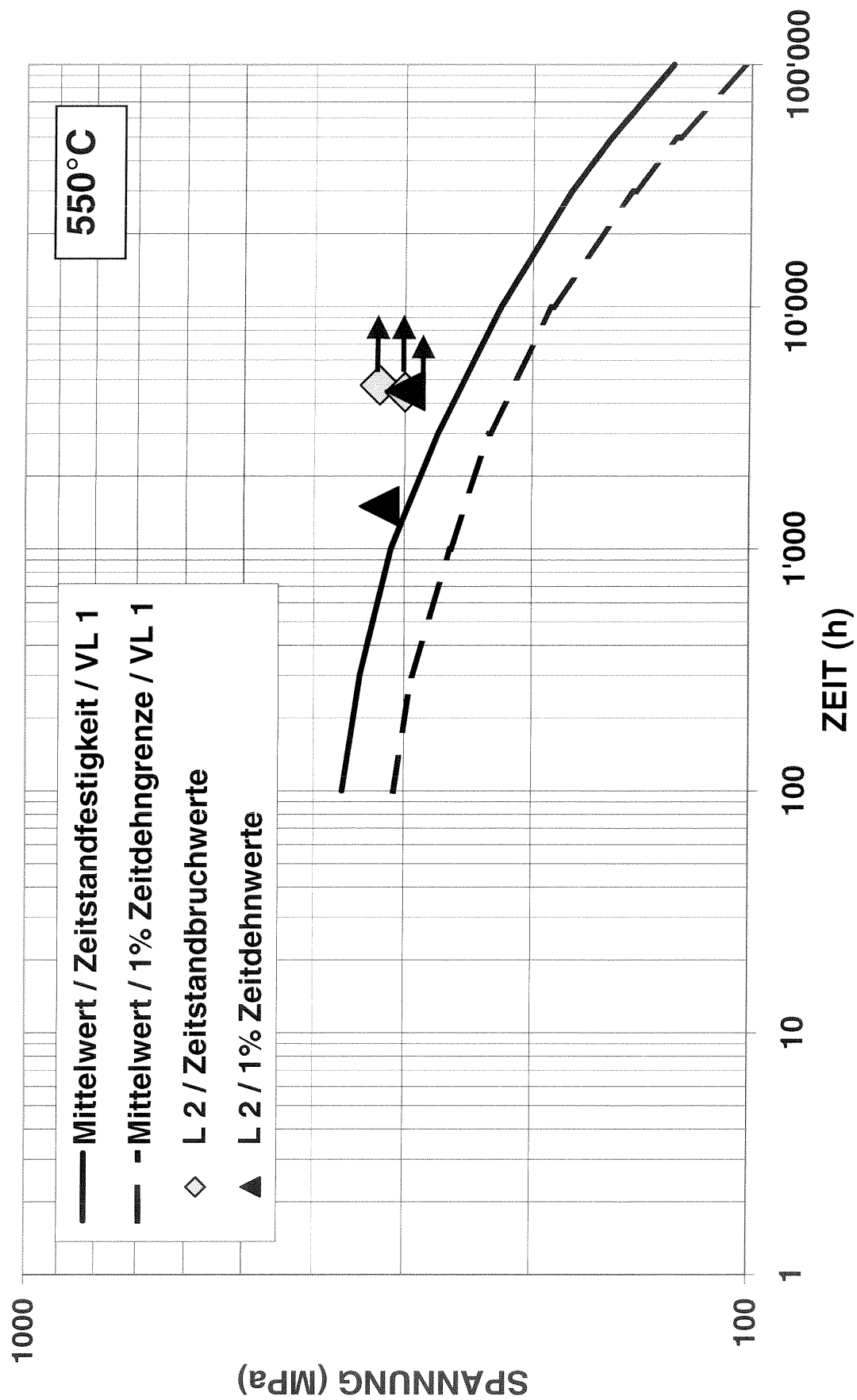


Fig. 1

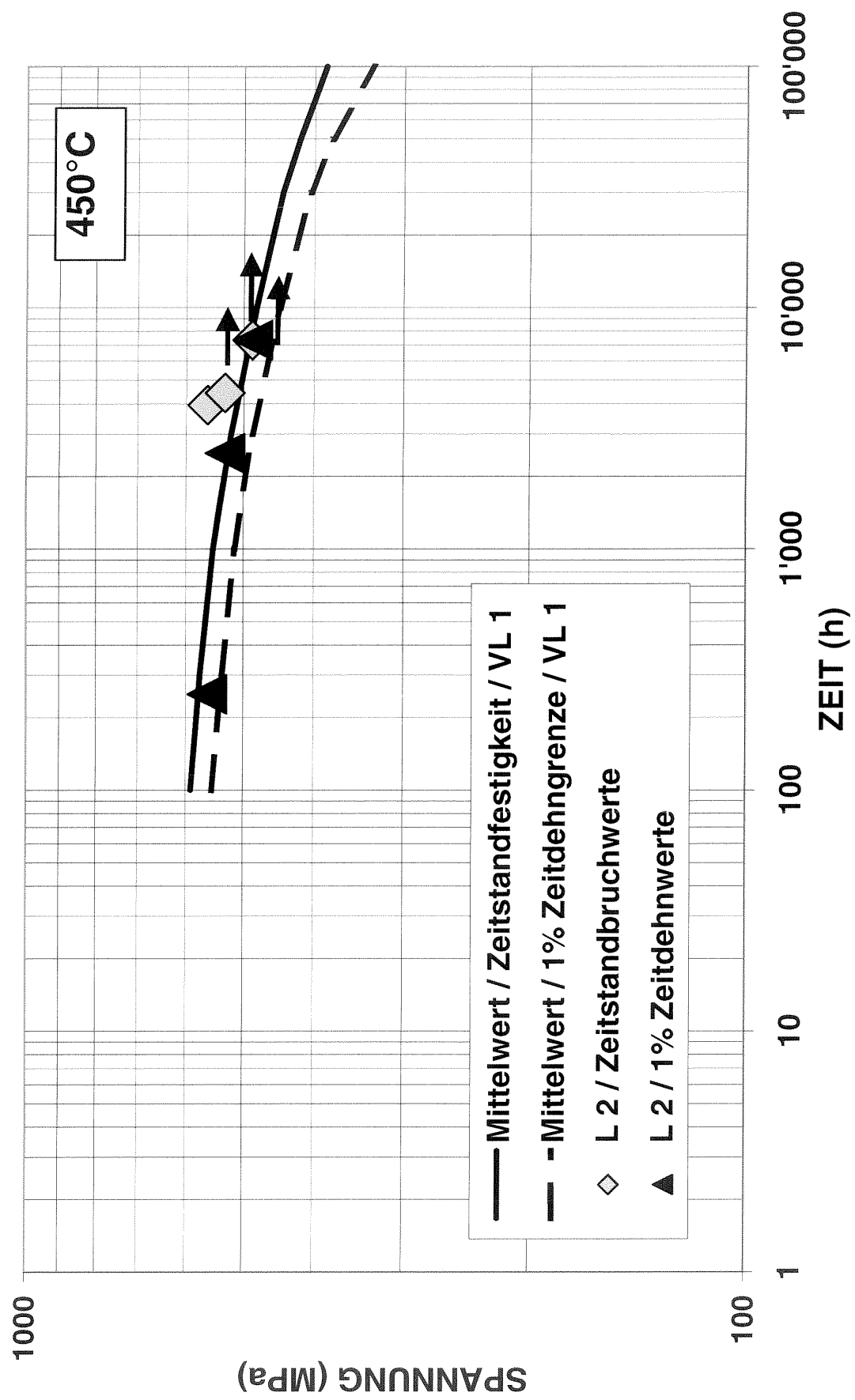


Fig. 2

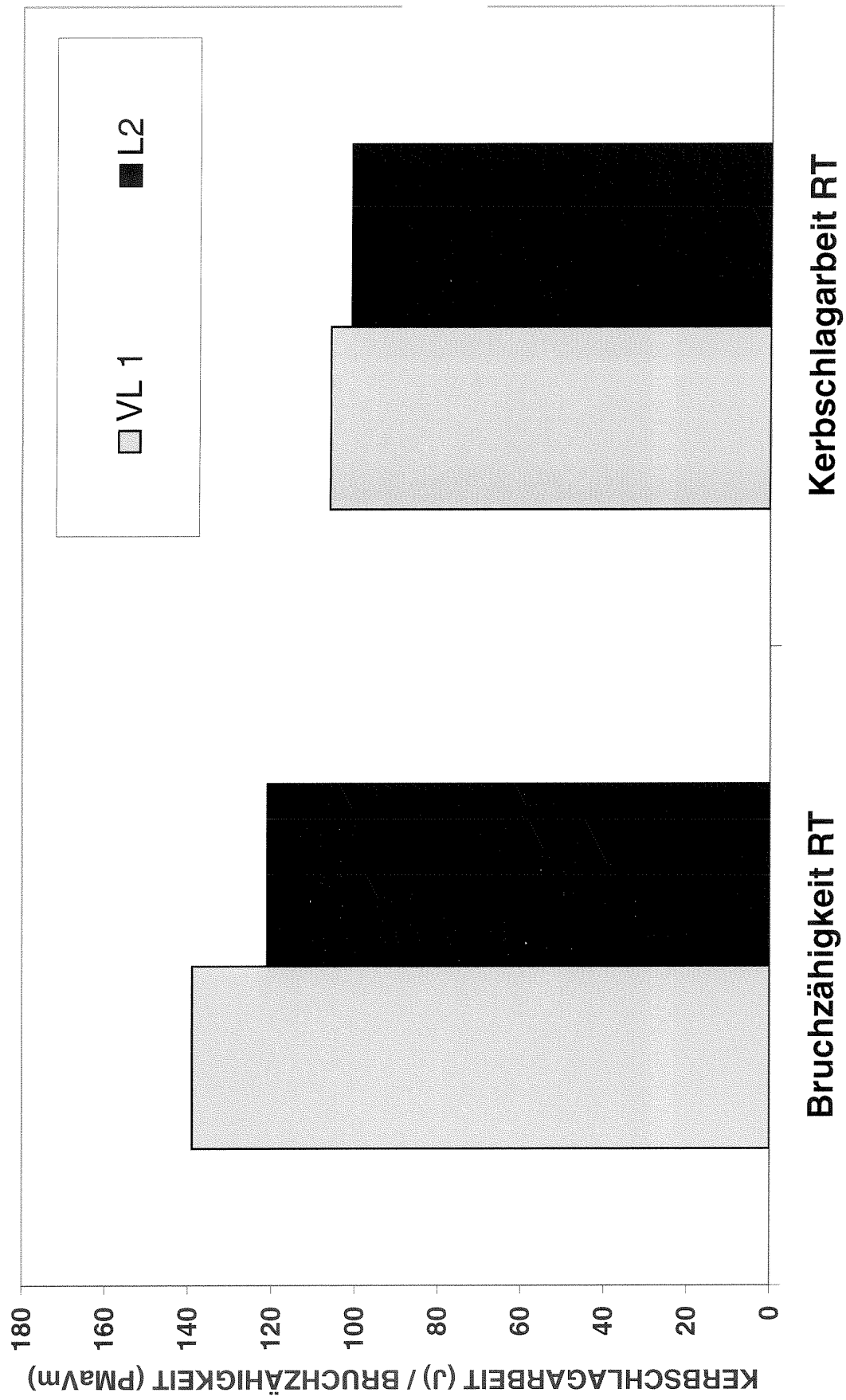


Fig. 3

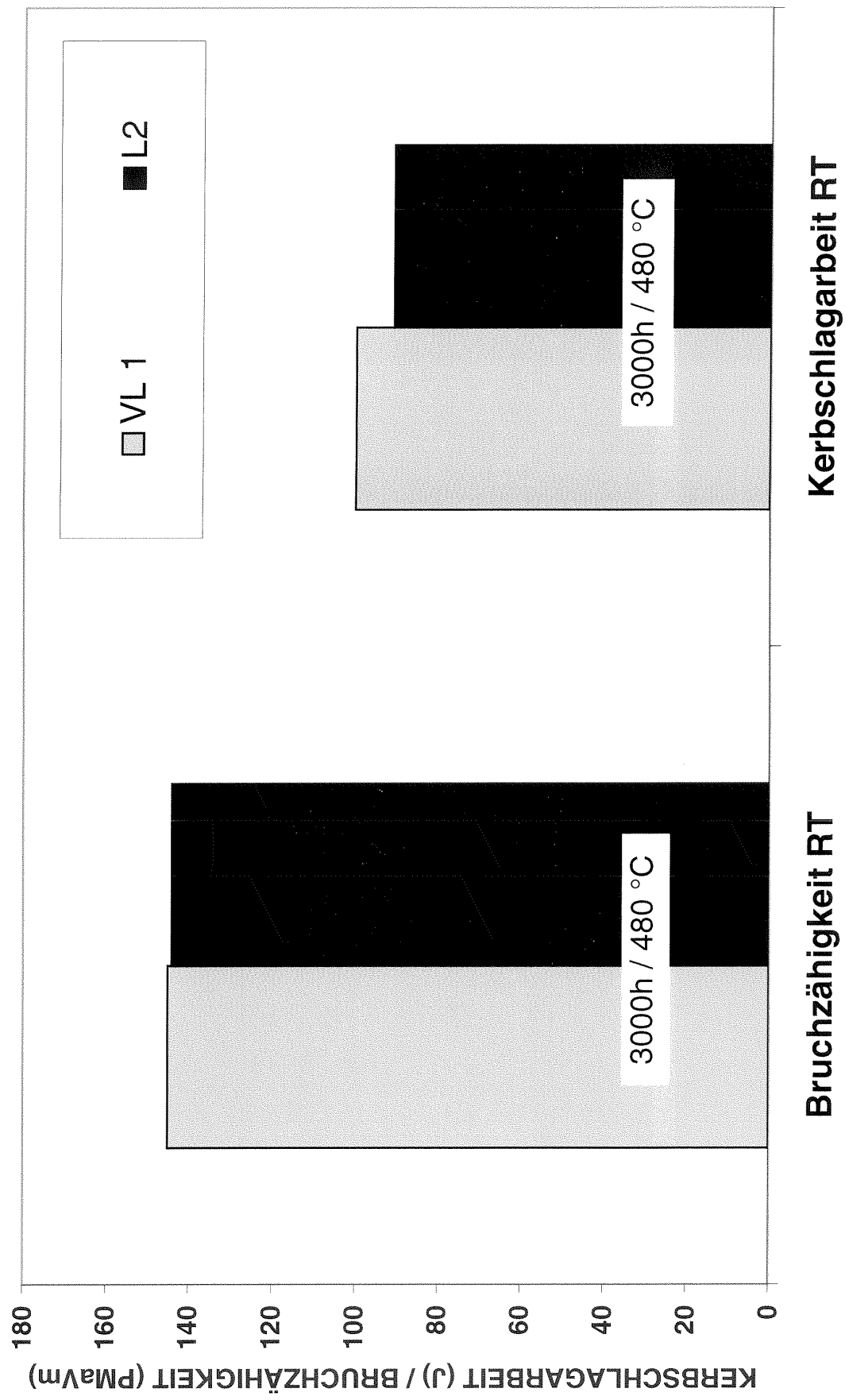


Fig. 4

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 0931845 A1 [0009]
- DE 19832430 A1 [0009]
- EP 0866145 A2 [0011]
- EP 1158067 A1 [0011]
- US 2002020473 A [0012]
- EP 0867522 A2 [0013]
- US 5820817 A [0014]

In der Beschreibung aufgeführte Nicht-Patentliteratur

- High Temperature Forged Components for Advanced Steam Power Plants, in Materials for Advanced Power Engineering. **VON KERN et al.** Proceedings of the 6th Liege Conference. 1998 [0006]
- **F. KAUFFMANN.** Microstructural Investigation of Boron containing TAF Steel and the Correlation to the Creep Strength. *MPA-Seminar in Verbindung mit der Fachtagung*, 13. Oktober 2005, 31 [0008]