(19) **Bundesrepublik Deutschland**
Deutsches Patent- und Markenamt

(10) **DE 601 10 861 T2** 2006.04.27

(12) # Übersetzung der europäischen Patentschrift

(97) **EP 1 143 026 B1**
(21) Deutsches Aktenzeichen: **601 10 861.2**
(96) Europäisches Aktenzeichen: **01 400 799.1**
(96) Europäischer Anmeldetag: **28.03.2001**
(97) Erstveröffentlichung durch das EPA: **10.10.2001**
(97) Veröffentlichungstag der Patenterteilung beim EPA: **18.05.2005**
(47) Veröffentlichungstag im Patentblatt: **27.04.2006**

(51) Int Cl.[8]: ***C22C 38/22*** (2006.01)
C22C 38/24 (2006.01)

(30) Unionspriorität:

2000093827	**30.03.2000**	**JP**
2001021239	**30.01.2001**	**JP**

(84) Benannte Vertragsstaaten:
DE, FR, GB, IT

(73) Patentinhaber:
Sumitomo Metal Industries, Ltd., Osaka, JP

(74) Vertreter:
Müller-Boré & Partner, Patentanwälte, European Patent Attorneys, 81671 München

(72) Erfinder:
Kawano, Kaori, Neyagawa-shi, Osaka 572-0828, JP

(54) Bezeichnung: **Wärmebeständiger Stahl**

Anmerkung: Innerhalb von neun Monaten nach der Bekanntmachung des Hinweises auf die Erteilung des europäischen Patents kann jedermann beim Europäischen Patentamt gegen das erteilte europäische Patent Einspruch einlegen. Der Einspruch ist schriftlich einzureichen und zu begründen. Er gilt erst als eingelegt, wenn die Einspruchsgebühr entrichtet worden ist (Art. 99 (1) Europäisches Patentübereinkommen).

Die Übersetzung ist gemäß Artikel II § 3 Abs. 1 IntPatÜG 1991 vom Patentinhaber eingereicht worden. Sie wurde vom Deutschen Patent- und Markenamt inhaltlich nicht geprüft.

Beschreibung

GEBIET DER ERFINDUNG

[0001] Diese Erfindung betrifft einen wärmebeständigen Stahl mit einem Cr-Gehalt von nicht mehr als 8 Masse-% und geeignet für solche Verwendungen wie Wärmetauscher, Stahlrohre für Rohrleitungen, wärmebeständige Ventile und Bauteile oder Teile, die unter anderem auf den Gebieten von Erhitzern bzw. Kraftwerkskesseln, chemischer Industrie und Kernenergienutzung geschweißt werden müssen, insbesondere einen wärmebeständigen Stahl mit einem Cr-Gehalt von nicht mehr als 8 Masse-% und ausgezeichnet im Zeitstand bei erhöhten Temperaturen von nicht weniger als 400°C und in der Zähigkeit. In der nachstehenden Beschreibung wird ein Cr-Stahl mit einem Cr-Gehalt von nicht mehr als 8 Masse-% als ein „Niedrig-/Mittel-Cr-Stahl" bezeichnet.

Hintergrund der Erfindung

[0002] Bislang wurden bei Hochtemperaturumgebungen von nicht weniger als 400°C austenitische Edelstähle, Cr-Stähle mit einem Cr-Gehalt von 9 bis 12 Masse-% (nachstehend als „Hoch-Cr-Stähle" bezeichnet), Nieder-/Mittel-Cr-Stähle und Kohlenstoffstähle selektiv auf entsprechend passenden Gebieten unter Berücksichtigung von sowohl der Umgebung (beispielsweise Temperatur, Druck) und dem wirtschaftlichen Merkmal verwendet.

[0003] Unter den verschiedenen vorstehend erwähnten wärmebeständigen Stählen enthalten Nieder-/Mittel-Cr-Stähle Cr und sind deshalb gegenüber Kohlenstoffstählen in der Oxidationsbeständigkeit, Hochtemperaturkorrosionsbeständigkeit, Festigkeit bei erhöhten Temperaturen und im Zeitstand überlegen. Obwohl Nieder-/Mittel-Cr-Stähle gegenüber austenitischen Edelstählen in der Festigkeit bei erhöhten Temperaturen oder Zeitstand schlechter sind, haben sie aber einen kleineren thermischen Ausdehnungskoeffizienten und sind zusätzlich noch kostengünstiger. Im Vergleich mit den Hoch-Cr-Stählen sind ebenfalls Nieder-/Mittel-Cr-Stähle kostengünstiger und zeichnen sich dadurch aus, dass sie in der Zähigkeit, Schweißbarkeit und Wärmeleitfähigkeit überlegen sind.

[0004] Deshalb wurden die so genannten „Cr-Mo-Stähle", nämlich die Nieder-/Mittel-Cr-wärmebeständigen Stähle, in vielen Fällen verwendet, beispielsweise die Stähle STBA 20, STBA 22, STB 23, STBA 24 und STBA 25, wie in JIS-G-3462 definiert, auch bekannt als 0,5 Cr-0,5 Mo-Stahl, 1,0 Cr-0,5 Mo-Stahl, 1,25 Cr-0,5 Mo-Stahl, 2,25 Cr-1,0 Mo-Stahl bzw. 5,0 Cr-0,5 Mo-Stahl, bezogen auf die Cr- und Mo-Gehalte auf der Basis von Masse-%.

[0005] Mittlerweile wurden Verbesserungen in der Festigkeit bei erhöhten Temperaturen und im Zeitstand von Nieder-/Mittel-Cr-wärmebeständigen Stählen bislang durch Zusatz von V, Nb, Ti, Ta und dergleichen, welche ausscheidungsverfestigenden Elementen sind, erreicht. Gut bekannt als solche ausscheidungsverfestigenden Nieder/Mittel-Cr-wärmebeständigen Stähle sind beispielsweise 1% Cr-1% Mo-0,25% V-Stahl, welcher ein Material für Turbinen darstellt, und 2,25% Cr-1% MoNb-Stahl, welcher ein Material zum Aufbau von so genannten schnellen Brüterreaktoren darstellt, basierend auf dem Gehalt auf der Masse-%-Basis.

[0006] Weiterhin wurden Nieder-/Mittel-Cr-Ferritstähle des ausscheidungsverfestigenden Typs in den Patentbeschreibungen von beispielsweise JP Kokai S63-18038, JP Kokai H01-316441, JP Kokai H02-217439, JP Kokai H06-220532, JP Kokai H08-134585 und WO 96/14445 offenbart.

[0007] JP-A-2000 204434 offenbart einen wärmebeständigen Ferritstahl mit einer Zusammensetzung, enthaltend auf das Gewicht, 0,01 bis 0,25% C, ≤ 0,03% P, ≤ 0,015% S, 0,5 bis < 8% Cr, 0,05 bis 0,5% V, 0 bis 0,2% Nb, 0 bis 0,1% Ti, 0 bis 0,2% Ta und 0 bis 0,1% N, worin in den Kristallkörnern kugelförmige oder scheibenförmige kohärente Ausscheidungen von 2 bis 30 nm Durchmesser bei der Dichte von ≥ 1 Stück/μm^3 vorliegen. Auch eine oder mehrere Arten von intergranulären Ausscheidungen unter Zementiten, Carbiden vom M_7C_3-Typ und Carbiden vom $M_{23}C_6$-Typ liegen vor. Alle intergranulären Ausscheidungen enthalten ≥ 2 Gew.-% V und das Verhältnis zwischen der kürzeren Achse und der längeren Achse (kürzere Achse/längere Achse) ist ≥ 0,5. Auf diese Weise kann der bei etwa 400 bis 625°C verwendbare Stahl erhalten werden.

[0008] Ein Artikel in „Metallurgical Transactions A, Physical Metallurgy and Materials Science, 23A (8)", August 1992 (Seiten 2193–2204) offenbart die Grundidee, gemäß der das feine und dicht ausgeschiedene VC als ein Interphasencarbid zwischen der kugelförmigen M_3C-Ausscheidung in Bainit gefunden wurde.

[0009] Weiterhin haben gemäß US-5310431 die „zweiten Ausscheidungen" eine Größe von etwa Nanogröße, d.h. 10 bis zu 100 nm.

KURZDARSTELLUNG DER ERFINDUNG

[0010] Im Allgemeinen sind die Festigkeit bei erhöhten Temperaturen und der Zeitstand von wärmebeständigen Stählen sehr wichtig bei dem Aufbau von Druckbauelementen oder -Teilen, und es wird gewünscht, dass sie ungeachtet der Temperatur, bei der der Stahl zu verwenden ist, hohe Festigkeit aufweisen. Insbesondere im Fall von wärmebeständigen Druckstahlrohren, die bei Erhitzern, chemischer Industrie, Kernenergienutzung und dergleichen Gebieten verwendet werden, sind Stähle mit hoher Festigkeit bei erhöhten Temperaturen und erhöhtem Zeitstand erforderlich, und die Wanddicke der Stahlrohre wird basierend auf der Festigkeit bei erhöhten Temperaturen und dem Zeitstand der Materialien bestimmt. Deshalb wurden Verbesserungen in der Festigkeit bei erhöhten Temperaturen und Zeitstand von Nieder-/Mittel-Cr-Stählen bislang durch Feststofflösungsverfestigen und Ausscheidungsverfestigen erreicht. Jedoch sind die Festigkeit bei erhöhten Temperaturen und der Zeitstand nach einem langen Zeitraum der Anwendung nicht immer miteinander kompatibel.

[0011] Die Verbesserungen in der Festigkeit bei erhöhten Temperaturen von Nieder-/Mittel-Cr-wärmebeständigen Stählen wurden im Allgemeinen durch Erhöhen der Anteile an C, Cr, Mo und W erreicht. Jedoch im Fall von Stählen mit erhöhter Festigkeit bei erhöhten Temperaturen im Ergebnis des Enthaltens dieser Legierungselemente oberhalb von deren Löslichkeitsgrenze können Carbide und/oder intermetallische Verbindungen, die C, Cr, Mo und W als Hauptkomponenten umfassen, nach einem langen Anwendungszeitraum bei erhöhten Temperaturen ausscheiden, was zur Senkung des Zeitstands bei der höheren Temperatur nach einem langen Anwendungszeitraum führt. Somit können auch die üblichen „Cr-Mo-Stähle" dieses Problem nicht vermeiden.

[0012] Wenn andererseits die Festigkeit, insbesondere Festigkeit bei erhöhten Temperaturen, von Nieder-/Mittel-Cr-Stählen durch Ausscheidungsverfestigen erhöht wird, führt eine unzureichende metallographische Steuerung zu den nachstehenden Problemen.

(a) Obwohl nicht verbrauchte Materialien oder Materialien, die nur für einen kurzen Zeitraum verwendet wurden, bei erhöhten Temperaturen hohe Festigkeit und hohen Zeitstand zeigen, vermindern die bei erhöhten Temperaturen für 10000 Stunden oder länger verwendeten Materialien die Wirkungen der Ausscheidung, sodass sie keine stabile Festigkeit bei erhöhten Temperaturen und Zeitstand mehr aufweisen können. Dies ist darauf zurückzuführen, dass obwohl Carbide, Nitride und intermetallische Verbindungen zu Ausscheidung unter Verfestigung von unverbrauchten Materialien oder Materialien, die nur für einen kurzen Zeitraum verwendet wurden, beitragen, das Altern, das während eines langen Zeitraums bei erhöhten Temperaturen stattfindet, zum Vergröbern von diesen Ausscheidungen führt, wodurch die ausscheidungsverfestigende Wirkung verloren gehen kann.

(b) Beim Ausfällen von Härtungsstählen hat sich die Korninnenseite verfestigt, sodass die Festigkeit von Korngrenzen relativ schwach ist, und dies kann zu Verschlechterungen in der Zähigkeit und Korrosionsbeständigkeit führen.

(c) Wenn die Mikrostruktur eines Stahls eine duale Phase ist, die aus Bainit und Ferrit oder Martensit und Ferrit besteht, werden feine Ausscheidungen innerhalb Bainit und Martensit ausgeschieden, wobei sich die Festigkeit bei erhöhten Temperaturen und der Zeitstand erhöhen, wohingegen bei Ferrit die Ausscheidung leicht vergröbert und sich die ausscheidungsverfestigende Wirkung vermindert. Somit zeigt jede die vorstehende duale Phase bildende Phase verschiedene Verformungen (beispielsweise Festigkeit bei erhöhten Temperaturen und Duktilität) und die Zähigkeit und/oder der Zeitstand sich verschlechtern. Weiterhin können sich während der Anwendung von erhöhten Temperaturen können die Ausscheidungen an der Grenze zwischen dem Bainit und Ferrit oder an der Grenze zwischen Martensit und Ferrit vergröbern, was zur Verschlechterung von Zähigkeit und/oder der Ermüdungseigenschaft führt.

[0013] Deshalb haben 1% Cr-1% Mo-0,25% V-Stahl, 2,25% Cr-1% Mo-Nb-Stahl und die ausscheidungsverfestigenden Typen von Nieder-/Mittel-Cr-Stählen, die in den vorstehend angeführten Patentbeschreibungen vorgeschlagen wurden, die entsprechenden nachstehenden Probleme.

[0014] Im Fall von 1% Cr-1% Mo-0,25% V-Stahl wird die Menge an V-Carbonitrid-Ausscheidungen zu hoch und außerdem werden die Ausscheidungen leicht vergröbert und deshalb können sich die Zähigkeit und/oder der Zeitstand verschlechtern.

[0015] Im Fall von 2,25% Cr-1% Mo-Nb-Stahl werden die Korngrenzenausscheidungen, wie M_6C-Carbide, leicht vergröbert und die Menge an Mo in fester Lösung in der Matrix nimmt stattdessen ab, sodass die Zähigkeit und der Zeitstand sich verschlechtern können.

[0016] Im Fall von 3% Cr-1% Mo-W-V-Stahl, der in JP Kokai S63-18038 vorgeschlagen wurde, sind M_6C-Carbide leicht auszuscheiden und die Mengen an Mo und W in fester Lösung in der Matrix nehmen stattdessen ab, was zur Verschlechterung im Zeitstand, insbesondere im Zeitstand nach einem langen Anwendungszeitraum, wenn die Zeit zum Bruch gegebenenfalls 6000 Stunden übersteigt, führt.

[0017] Der „wärmebeständige Stahl, der ausgezeichnet in der Zähigkeit ist", der in JP Kokai H01-316441 vorgeschlagen wurde, ist ein wärmebeständiger Stahl, der auf CrMo-Stahl basiert und V enthält. Jedoch ist es notwendig, dass die Metallographie von der dualen Phase sein sollte, die Ferrit und Bainit oder Ferrit und Perlit umfasst. Weiterhin, wie in dem Abschnitt der Beispiele beschrieben, ist der Ferritphasengehalt nicht weniger als 70%. Deshalb ist er in der Festigkeit bei erhöhten Temperaturen in einigen Fällen schlecht.

[0018] Der „hochfeste, niedrig legierte Stahl, der ausgezeichnet in Korrosionsbeständigkeit und Oxidationsbeständigkeit ist", welcher in JP Kokai H02-217439 vorgeschlagen wird, ist ein wärmebeständiger Stahl, der auf Cr-Mo-Stahl basiert und V, Nb, Cu, Ni usw. enthält. Jedoch für den in der vorstehend zitierten Veröffentlichung offenbarten Stahl wurde den Ausscheidungen in der Mikrostruktur keine Aufmerksamkeit gezollt und M_6C-Carbide können in Abhängigkeit von dem Anteilsausgleich unter C, Mn, Mo und W leicht ausgefällt werden. Somit kann sich eine Eigenschaft aus Festigkeit bei erhöhten Temperaturen, Zeitstand und Zähigkeit in bestimmten Fällen verschlechtern.

[0019] Der in JP Kokai H06-220532 beschriebene Stahl ist ein Stahl mit hohem Fließ- bzw. Streckverhältnis, hoher Zähigkeit, nicht wärmebehandelt, von hoher Festigkeit auf einem Cr-Mo-Stahl basiert und Nb, V, Ti und B enthält und eine Bainitphase mit einem proeutektoiden Ferritflächenprozentsatz von nicht höher als 10% umfasst. Für diesen Stahl werden die Ausscheidungen in der Mikrostruktur jedoch nicht beachtet und M_6C-Carbide können in Abhängigkeit von dem Anteilsausgleich unter C, Mn, Mo und W leicht ausfallen. Somit kann sich eine Eigenschaft von der Festigkeit bei erhöhten Temperaturen, Zeitstand und Zähigkeit gegebenenfalls verschlechtern.

[0020] Weiterhin ist der „ferritische wärmebeständige Stahl, der in der Festigkeit bei erhöhten Temperaturen und Oxidationsbeständigkeit ausgezeichnet ist", der in JP Kokai H08-134585 vorgeschlagen wurde, und der „ferritische wärmebeständige Stahl, der in der Festigkeit bei erhöhten Temperaturen ausgezeichnet ist", der in WO 96/14445 vorgeschlagen ist, jeweils ein Stahl, der auf einem Cr-Mo-Stahl basiert und V, Nb und B enthält, mit einer Mikrostruktur, die nicht mehr als 15% in einem Abschnittsflächenprozentsatz von proeutektischem Ferrit mit dem Ausgleich bzw. Rest an Bainit umfasst. Für die in den vorstehend genannten zwei Publikationen offenbarten Stähle erfolgt keine Betrachtung, die die Ausscheidungen in der Mikrostruktur der Stähle betreffen, und weiterhin können M_6C-Carbide in Abhängigkeit von dem Anteilsausgleich bzw. -rest unter C, Mn, Mo und W leicht ausgeschieden werden und somit kann sich eine Eigenschaft von der Festigkeit bei erhöhten Temperaturen, Zeitstand und Zähigkeit gegebenenfalls verschlechtern.

[0021] Wenn die Festigkeit bei erhöhten Temperaturen und Zeitstand von Nieder-/Mittel-Cr-wärmebeständigen Stählen mit den vorstehend erwähnten verschiedenen Problemen noch erfolgreich erhöht werden kann, werden die nachstehenden Vorteile erhalten.

[0022] Obwohl zum Sichern von Festigkeit bei erhöhten Temperaturen und Zeitstand Hoch-Cr-Stähle auch in Anwendungsumgebungen verwendet wurden, wo hohe Temperaturkorrosionsbeständigkeit nicht streng gefordert wird, können die charakteristischen Merkmale von Nieder-/Mittel-Cr-Stählen, beispielsweise gute Schweißbarkeit sowie die wirtschaftlichen Vorteile, wenn Nieder-/Mittel-Cr-Stähle anstelle von Hoch-Cr-Stählen genutzt werden.

[0023] Auf üblichen Anwendungsgebieten wird es ebenso möglich sein, die Wanddicke zu vermindern, wodurch die Wärmeleitfähigkeit und somit der thermische Wirkungsgrad der Anlagen stark verbessert werden. Somit wird es auch möglich sein, die thermische Belastung zu vermindern, die sich aus dem Anfahren und Stoppen der Anlagen ergibt.

[0024] Weiterhin wird es aufgrund der Gewichtsverminderungen, die sich aus der Verminderung der Wanddicke ergeben, möglich werden, Anlagen kompakt herzustellen und die Produktionskosten zu senken.

[0025] Folglich ist es eine Aufgabe der vorliegenden Erfindung, einen wärmebeständigen Stahl bereitzustellen, der nicht mehr als 8 Gew.-% Cr enthält, und hohen Zeitstand bei erhöhten Temperaturen nicht geringer als 400°C, insbesondere bei Temperaturen von etwa 400 bis 600°C, zu zeigen und stabile Festigkeit bei erhöhten Temperaturen auch nach einem langen Anwendungszeitraum in einem solchen Temperaturbereich zu zeigen

und weiterhin ausgezeichnete Zähigkeit zu zeigen.

[0026] Der Kern der vorliegenden Erfindung ist wie nachstehend.

[0027] Somit liegt er in einem wärmebeständigen Stahl, welcher in Massen-% umfasst, C: 0,01–0,25%, Cr: 0,5–8%, V: 0,05–0,5%, Si: nicht mehr als 0,7%, Mn: nicht mehr als 1%, Mo: nicht mehr als 2,5%, W: nicht mehr als 5%, Nb: nicht mehr als 0,2%, N: nicht mehr als 0,1%, Ti: nicht mehr als 0,1%, Ta: nicht mehr als 0,2%, Cu: nicht mehr als 0,5%, Ni: nicht mehr als 0,5%, Co: nicht mehr als 0,5%, B: nicht mehr als 0,1%, Al: nicht mehr als 0,05%, Ca: nicht mehr als 0,01%, Mg: nicht mehr als 0,01%, Nd: nicht mehr als 0,01%, wobei Fe und Verunreinigungen den Rest ausbilden, dessen chemische Zusammensetzungen die Gleichungen (1) und (2), welche nachstehend angegeben sind, erfüllen, in welchem kohärente Ausscheidungen vom MX- und/oder M_2X-Typ, welche einen durchschnittlichen Durchmesser von nicht mehr als 30 nm aufweisen, bei einer Dichte von nicht weniger als 1/μm^3, vorhanden sind und in welchem Korngrenzen-Ausscheidungen von wenigstens einer Gattung, ausgewählt aus Zementiten, M_7C_3-Carbiden und $M_{23}C_6$-Carbiden, an Korngrenzen vorhanden sind und die Menge an V unter den Metallelementen, welche jede Korngrenzenausscheidung darstellen, 2 bis 10 Massen-% beträgt, wobei der Wert des Verhältnisses zwischen der Länge der kürzeren Achse und der längeren Achse „kürzere Achse/längere Achse" davon nicht weniger als 0,5 beträgt:

$$C - 0{,}06 \times (Mo + 0{,}5\ W) \geq 0{,}01 \quad (1)$$

$$Mn + 0{,}69 \times \log(Mo + 0{,}5\ W + 0{,}01) \leq 0{,}60 \quad (2)$$

[0028] In den vorstehend genannten Formeln (1) und (2) geben die Symbole der Elemente die Gehalte der Elemente in dem Stahl auf Massen-%-Basis wieder.

[0029] Der wie hierin verwendete Begriff „durchschnittlicher Durchmesser" bedeutet insbesondere den Wert, definiert als ½ der Summe der längeren Achsenlänge und der kürzeren Achsenlänge.

[0030] Die „Ausscheidungen mit einem durchschnittlichen Durchmesser von nicht mehr als 30 nm", so wie hierin definiert, können leicht durch Beobachtung unter Verwendung eines Transmissionselektronenmikroskops bei einer Beschleunigungsspannung von nicht niedriger als 100 kV beobachtet werden. Insbesondere, wenn ein Ultrahochspannungstransmissionselektronenmikroskop verwendet wird, beispielsweise bei einer Beschleunigungsspannung von 3000 kV, ist es möglich, die Gegenstände in einem Atomniveau zu beobachten, wobei die untere Grenze des durchschnittlichen Durchmessers der vorstehenden Ausscheidungen bei etwa 0,3 nm eingestellt werden kann, entsprechend der Gitterkonstante von Fe oder den Ausscheidungen. Bei einer gewöhnlichen Beschleunigungsspannung (beispielsweise 100 bis 200 kV) liegen jedoch jene mit einem durchschnittlichen Durchmesser von 2 nm oder kleiner außerhalb der Auflösungsstärke eines Transmissionselektronenmikroskops und können nicht deutlich identifiziert werden. Deshalb ist es praktisch, die untere Grenze des durchschnittlichen Durchmessers der vorstehenden Ausscheidungen bei 2 nm einzustellen.

[0031] Der Nieder-/Mittel-Cr-wärmebeständige Stahl der vorliegenden Erfindung kann entweder ein Schmiedestahl oder ein Gussstahl sein.

BESCHREIBUNG DER ERFINDUNG IM EINZELNEN

[0032] Die Autoren der vorliegenden Erfindung haben verschiedene Untersuchungen bezüglich der Beziehungen zwischen der chemischen Zusammensetzung des Nieder/Mittel-Cr-wärmebeständigen Stahls mit einem Cr-Gehalt von nicht mehr als 8 Masse-%, den Ausfällungen darin und der Matrixmikrostruktur einerseits und andererseits der Zähigkeit, dem Zeitstand und der Festigkeit bei erhöhten Temperaturen von nicht weniger als 400°C, insbesondere im Temperaturbereich von 400–600°C, unternommen und im Ergebnis die nachstehenden Erkenntnisse erhalten.

1. Wenn M_6C-Carbide an Korngrenzen ausscheiden, ist eine Eigenschaft von Zeitstand, Festigkeit bei erhöhten Temperaturen und Zähigkeit vermindert. Wenn jedoch die Gehalte an C, Mn, Mo und W den vorstehend angegebenen Gleichungen (1) und (2) oberhalb in Nieder-/Mittel-Cr-wärmebeständigen Stählen mit einer speziellen chemischen Zusammensetzung genügen, werden die M_6C-Carbide sich nicht ausscheiden. Weiterhin kann die Menge an gelöstem Stoff Mo und/oder die Menge an gelöstem Stoff W, die für den Zeitstand nach einem langen Anwendungszeitraum wirksam ist, gesichert werden.
2. V ist kaum in M_6C-Carbiden gelöst. In anderen Worten wird V kaum unter den Metallelementen M in M_6C-Carbiden enthalten sein.
3. Wenn feine Ausscheidungen mit einem mittleren Durchmesser von nicht mehr als 30 nm innerhalb Kör-

nern mit einer Dichte von nicht weniger als 1/μm^3 vorliegen, wird die Festigkeit bei erhöhten Temperaturen und der Zeitstand von niedrigen/mittlerem Cr-wärmebeständigem Stahl aufgrund der ausscheidungsverfestigenden Wirkung erhöht.

4. Die Ausscheidungen, die einen durchschnittlichen Durchmesser von nicht mehr als 30 nm aufweisen und innerhalb von Körnern als „kohärente Ausscheidungen" ausscheiden, führen zu erhöhterer Festigkeit bei erhöhten Temperaturen und Zeitstand.

[0033] Der wie hierin verwendete Begriff „kohärente Ausscheidungen" bedeutet insgesamt jene feinen Carbide, Nitride oder Carbonitride und gemischte Ausscheidungen von ihnen, die innerhalb von Körnern ausgefällt wurden, die durch MX wiedergegeben werden können, worin M ein Metallelement mit V, Nb, Ti, Ta und dergleichen als Hauptbestandteile darstellt und X Cr oder N darstellt, einschließlich VC, VN, NbC, NbN, TiC, TiN, TaC, TaN usw., oder durch M_2X, worin M ein Metallelement mit Mo und Cr als Hauptbestandteile darstellt und X Co oder N darstellt, einschließlich Mo_2C, Cr_2N usw. Anschließend werden die vorstehend genannten kohärenten Ausscheidungen manchmal auch als Ausscheidungen vom MX-Typ der Kürze halber bezeichnet. Der Begriff „kohärente Ausscheidungen" schließt jene Ausscheidungen ein, für die die Grenzfläche zwischen der Matrix und der Ausscheidung teilweise kohärent ist, mit Grenzflächendislokationen, die da existieren.

[0034] Wenn die Ausscheidungen mit einem durchschnittlichen Durchmesser von nicht mehr als 30 nm, die innerhalb der Körner ausscheiden, „kohärente Ausscheidungen" darstellen, kann die Wirkung von (4) aus den nachstehenden Gründen erhalten werden.

4-1: Die vorstehend erwähnten Ausscheidungen vom MX-Typ haben eine Kugelform in der frühen Stufe der Ausscheidung bei erhöhten Temperaturen und haben die gleiche körperzentrierte würfelförmige Struktur (bcc) wie die Matrix und sind in einer vollständig kohärenten Beziehung mit der Matrix.

4-2: Obwohl die Struktur von diesen Ausscheidungen vom MX-Typ zu der Fläche zentriert zu der Würfelstruktur (fcc) aufgrund von Tempern oder Hochtemperaturaltern während der Anwendung und weil bei der Gelegenheit ihre Form sich zu dünnen Scheiben ändert, umgewandelt wird, verbleiben sie in einer kohärenten Beziehung mit der Matrix, während sie eine scheibenartige Form aufweisen.

4-3: Während die Ausscheidungen vom MX-Typ kohärent mit der Matrix verbleiben, werden Dislokationen durch kohärente Spannungen, die um die Ausscheidungen vom MX-Typ erzeugt werden, verankert und es kann für die Dislokationen schwierig werden, sich zu bewegen, und folglich wird das Erholungserweichen der Matrixstruktur unterdrückt und gleichzeitig wird die Verformungsbeständigkeit erhöht. Weiterhin werden Dislokationen, die sich sonst bei der Gelegenheit von plastischer Verformung bewegen, auch verankert, sodass die Verformungsbeständigkeit erhöht wird. Im Ergebnis werden die Festigkeit bei erhöhter Temperatur und der Zeitstand erhöht.

4-4: Während Ausscheidungen vom MX-Typ kohärent mit der Matrix verbleiben, werden die Ausscheidungen vom MX-Typ durch die Matrix belastet, sodass das Wachstum und Vergröbern der Ausscheidungen vom MX-Typ selbst unterdrückt wird. Deshalb verbleiben die feinen Ausscheidungen vom MX-Typ stabil und bei hohen Dichten, und die ausscheidungsverfestigende Wirkung wird über einen langen Anwendungszeitraum bei erhöhten Temperaturen beibehalten, wobei somit stabile Festigkeit bei erhöhten Temperaturen und Zeitstand erhalten werden.

5. Nicht nur zum Erhöhen der Festigkeit bei erhöhten Temperaturen und Zeitstand von einem niederen/mittleren Cr-wärmbeständigen Stahl, sondern auch zum Erhöhen der Zeitstandduktilität und Zähigkeit davon ist es bevorzugt, die Ausscheidungen bei Korngrenzen neben M_6C-Carbiden sowie Ausscheidungen innerhalb der Körner zu berücksichtigen.

6. Auch in einem Zusammensetzungssystem, worin M_6C-Carbide nicht an Korngrenzen ausscheiden werden, scheiden solche Ausscheidungen, wie $M_{23}C_6$-Carbide, M_7C_3-Carbide und Zementite, entlang von Korngrenzen aus. Diese Ausscheidungen scheiden entlang von Korngrenzen in einer filmartigen Form in der frühen Stufe der Ausscheidung aus, und deshalb wird um jede der vorstehenden Korngrenzenausscheidungen eine Zone, die frei von anderen Carbiden, wie dem MX-Typ, ist, gebildet, und die Korngrenzenfestigkeit wird schwach, was sich in einer Verminderung der Zeitstandduktilität oder einer Verschlechterung der Zähigkeit ergibt. Wenn jedoch die filmartigen Korngrenzenausscheidungen sich zu kugelartigen Formen ändern, werden carbidausscheidungsfreie Zonen um die kugelförmigen Korngrenzenausscheidungen gewonnen und die Zeitstandduktilität und Zähigkeit werden gewonnen. Wenn weiterhin $M_{23}C_6$-Carbide, M_7C_3-Carbide und Zementite, die sich zu kugelartigen Formen verändert haben, gleichförmig an den Korngrenzen vorliegen, wird das Korngrenzengleiten und der Zeitstand nach einem langen Anwendungszeitraum verhindert.

7. Wenn V in den Korngrenzenausscheidungen, wie $M_{23}C_6$-Carbiden, M_7C_3-Carbiden oder Zementiten, gelöst ist, wird das Vergröbern der vorstehenden Ausscheidungen kaum stattfinden, und die Abnahme im Zeitstand nach einem langen Anwendungszeitraum wird unterdrückt.

8. Wenn die Menge an V unter den Metallelementen, die jede Korngrenzenausscheidung ausmachen, nicht

weniger als 2 Masse-% ist und das Verhältnis der Länge der kürzeren Achse zu der Länge der längeren Achse (kürzere Achse/längere Achse) nicht weniger als 0,5 ist, werden guter Zeitstand, Zeitstandduktilität und Zähigkeit erhalten.

9. Wenn die Matrix eines niederen/mittleren Cr-wärmebeständigen Stahls eine Bainiteinphasenstruktur ist, werden in der Regel die Ausscheidungen innerhalb der Körner vom MX-Typ gleichförmig verteilt und die Korngrenzenausscheidungen werden auch kugelförmig werden. Deshalb ist die Festigkeit bei erhöhten Temperaturen hoch und zusätzlich kann ein sehr hoher Zeitstand gesichert werden, selbst bei der hohen Temperatur und nach einem langen Anwendungszeitraum, und die Zähigkeit ist auch sehr gut. Dies ist darauf zurückzuführen, dass wenn die Matrixstruktur eine Bainiteinphasenstruktur ist, die Dichte von MX-Typ-Ausscheidungen höher wird verglichen mit dem Fall, wenn Ferrit in der Matrixstruktur vorliegt, und außerdem wird es schwierig, plattenartige oder stabartige Ausscheidungen mit einem kleinen „kürzere Achse/längere Achse"-Wert zu erhalten, deren Ausscheiden bei vorangehenden Austenitkorngrenzen, Ferrit-Bainit-Grenzflächen oder Martensit-Bainit-Grenzflächen beobachtbar ist, verglichen mit dem Fall, wenn Ferrit und Martensit in Anmischung auftreten.

10. Wenn in einem wärmebeständigen Nieder-/Mittel-Cr-Stahl mit einer speziellen chemischen Zusammensetzung, die Anteile von B, N, Cr, V, Nb und Ti den nachstehend angegebenen Gleichungen (3) bis (5) genügen, wird die Matrixmikrostruktur eine Bainiteinphasenstruktur.

$$B - (N/3) \geq 0 \quad (3)$$

$$(Cr/7) - V > 0 \quad (4)$$

$$\log[(Cr/7) - V] \times \log(Nb + 2Ti + 0{,}001) \leq 2 \quad (5)$$

[0035] Die Symbole für Elemente in den vorstehenden Formeln (3) bis (5) geben die Inhalte auf der Masse-%-Basis der Elemente in dem Stahl wieder.

[0036] Die vorliegende Erfindung wurde auch basierend auf den vorstehend genannten Ergebnissen ausgeführt.

[0037] Nachstehend sind die jeweiligen Elemente der Erfindung im Einzelnen beschrieben. Der Gehalt „%" von jedem Element bedeutet „Masse-%".

(A) Chemische Zusammensetzung des Stahls

C:

[0038] C bildet Ausscheidungen vom MX-Typ und Ausscheidungen vom M_2X-Typ mit Cr, V, Mo und dergleichen und ist beim Erhöhen der Festigkeit bei erhöhten Temperaturen und Zeitstand wirksam. Bei einem C-Gehalt unter 0,01% jedoch ist die Menge an Ausscheidungen vom MX-Typ und Ausscheidungen vom M_2X-Typ unzureichend und weiterhin sinkt die Härtbarkeit und Ferrit wird leicht ausscheiden, folglich sind die Festigkeit bei erhöhten Temperaturen, Zeitstand und Zähigkeit beeinträchtigt. Andererseits scheiden bei einem C-Gehalt oberhalb 0,25% Ausscheidungen vom MX-Typ und Ausscheidungen vom M_2X-Typ und anderen Carbiden, wie M_6C-Carbiden, $M_{23}C_6$-Carbiden, M_7C_3-Carbiden und Zementit, zu stark aus und deshalb ist der Stahl stark gehärtet, wodurch die Bearbeitbarkeit und Schweißbarkeit verloren gehen. Weiterhin erhöht sich der Martensitgehalt in der Mikrostruktur, was zur Abnahme des Zeitstands über einen langen Zeitraum und in der Zeitstandduktilität führt. Deshalb wurde der C-Gehalt auf 0,01 bis 0,25% begrenzt. Der C-Gehalt ist vorzugsweise 0,02 bis 0,15%, bevorzugter 0,06 bis 0,08%.

Cr:

[0039] Cr ist ein Element, das beim Sichern der Oxidationsbeständigkeit und Hochtemperaturkorrosionsbeständigkeit wesentlich ist. Bei einem Cr-Gehalt von weniger als 0,5% können diese Wirkungen jedoch nicht erhalten werden. Andererseits wird bei einem Cr-Gehalt, der 8% übersteigt, die Schweißbarkeit und Wärmeleitfähigkeit niedrig und die wirtschaftliche Effizienz sinkt und deshalb sinken die Vorteile von niedrigen/mittleren Cr-wärmebeständigen Stählen. Deshalb wurde der Cr-Gehalt auf 0,5 bis 8% beschränkt. Ein bevorzugter Cr-Gehaltsbereich ist 0,7 bis 5% und ein bevorzugterer Bereich ist 0,8 bis 3%.

V:

[0040] V ist ein wichtiges Element zum Bilden von Ausscheidungen vom MX-Typ. Somit bindet V an C und N unter Bildung von feinem V (C, N) und ist beim Erhöhen des Zeitstands und der Festigkeit bei erhöhten Temperaturen wirksam. Jedoch bei einem V-Gehalt unter 0,05% ist die Menge an V (C, N)-Ausscheidungen klein und wird somit nicht zu Verbesserungen in dem Zeitstand und der Festigkeit bei erhöhten Temperaturen beitragen. Andererseits, bei einem V-Gehalt, der 0,5% übersteigt, wird V (C, N) grob und Ferrit wird in der Regel um die groben V (C, N) ausscheiden, was somit eher den Zeitstand, Festigkeit bei erhöhten Temperaturen und Zähigkeit beeinträchtigt. Deshalb wurde der V-Gehalt auf 0,05 bis 0,5% beschränkt. Der V-Gehalt ist vorzugsweise 0,06 bis 0,3%, bevorzugter 0,08 bis 0,25%. Ein V-Gehalt von 0,08 bis 0,12% ist bevorzugter.

Si:

[0041] Si dient als ein Desoxidationsmittel und erhöht auch die Dampfoxidationsbeständigkeit von Stählen. Wenn jedoch sein Gehalt 0,78% übersteigt, sinkt die Zähigkeit stark und es ist auch für den Zeitstand schädlich. Deshalb sollte der Si-Gehalt nicht mehr als 0,7% sein. Obwohl keine untere Grenze besonders angegeben wird, ist es, da der Si-Gehalt bei einem Verunreinigungsniveau sein kann, erwünscht, dass der Si-Gehalt nicht weniger als 0,01% ist. Ein bevorzugter Si-Gehaltsbereich ist 0,1 bis 0,6%, ein bevorzugterer Bereich ist 0,15 bis 0,45% und ein besonders bevorzugter Bereich ist 0,15 bis 0,35%.

Mn:

[0042] Mn hat entschwefelnde und desoxidierende Wirkungen und ist ein Element, das beim Verbessern der Heißverarbeitbarkeit von Stählen wirksam ist. Mn ist auch beim Erhöhen der Härtbarkeit von Stählen wirksam. Jedoch bei einem Mn-Gehalt oberhalb 1% beeinträchtigt es die Stabilität von feinen Ausscheidungen, die beim Bilden des Zeitstands wirksam sind und zusätzlich wird ein Teil oder die Gesamtheit der Matrix gemäß den Kühlbedingungen zu Martensit und folglich den Zeitstand bei Hochtemperatur nach einem langen Anwendungszeitraum. Deshalb sollte der Mn-Gehalt nicht mehr als 1% sein. Wenn keine untere Grenze besonders hierin angegeben wird, ist, da der Mn-Gehalt bei einem Verunreinigungsniveau sein kann, der Mn-Gehalt wünschenswerterweise nicht weniger als 0,01%. Ein bevorzugter Mn-Gehaltsbereich ist 0,05 bis 0,65%, ein bevorzugterer Bereich ist 0,1 bis 0,5% und ein besonders bevorzugter Bereich ist 0,3 bis 0,5%.

[0043] Von dem erfindungsgemäßen wärmebeständigen Stahl wird gefordert, dass er nur die vorstehenden C, Si, Mn, Cr und V als Bestandteilselemente außer Fe enthält. Jedoch kann er zusätzlich zu den vorstehenden Komponenten Mo, W, Nb, N, Ti, Ta, Cu, Ni, Co, B, Al, Ca, Mg und Nd selektiv nach Bedarf enthalten. Nämlich die Elemente Mo, W, Nb, N, Ti, Ta, Cu, Ni, Co, B, Al, Ca, Mg und Nd können als wahlweise Additivelemente zugesetzt werden.

[0044] Im Nachstehenden werden die vorstehend genannten wahlweisen Additivelemente beschrieben.

Mo, W:

[0045] Diese Elemente, falls zugesetzt, tragen zu Verbesserungen im Zeitstand und der Festigkeit bei erhöhten Temperaturen durch deren Feste-Lösung-verfestigende Wirkung bei. Sie bilden auch Ausscheidungen vom M_2X-Typ, verstärken folglich den Zeitstand und die Festigkeit bei erhöhten Temperaturen durch Ausscheidungsverfestigen. Diese Wirkungen können bei deren Verunreinigungsniveauanteilen erhalten werden. Zum Gewinnen von starken Wirkungen ist jedoch ein Mo-Gehalt von nicht weniger als 0,01% oder ein W-Gehalt von nicht weniger als 0,02% bevorzugt. Jedoch bei einem Mo-Gehalt, der 2,5% übersteigt, oder einem W-Gehalt, der 5% übersteigt, erreichen ihre Wirkungen einen Sättigungspunkt und zusätzlich wird die Ausscheidung von Ferrit gefördert und die Schweißbarkeit und Zähigkeit sind eher beeinträchtigt. Wenn deshalb diese Elemente zugesetzt werden, ist es ratsam, dass ein Gehalt an Mo 0,01 bis 2,5% ist, und dass W 0,02 bis 5% ist. Für Mo ist ein bevorzugter Bereich 0,02 bis 2%, ein bevorzugterer Bereich ist 0,05 bis 1,5% und ein Bereich von 0,1 bis 0,8% ist noch bevorzugter und ein Bereich von 0,3 bis 0,6% ist besonders bevorzugt. Ein bevorzugter W-Gehaltsbereich ist 0,02 bis 4% und ein bevorzugterer Bereich ist 0,05 bis 3%. Diese Elemente können einzeln verwendet werden oder beide können in Kombination verwendet werden. Wenn Mo und W kombiniert zugegeben werden, um die vorstehend genannten Wirkungen deutlich zu erhalten, wird der Mo (%)- + 0,5% (%)-Wert zweckdienlicherweise 0,01 bis 2,5% sein.

Nb:

[0046] Wie V bildet Nb, falls zugegeben, Ausscheidungen vom MX-Typ und verbessert somit den Zeitstand und die Festigkeit bei erhöhten Temperaturen durch Ausscheidungsverfestigen. Es ist ebenfalls wirksam, das Vergröbern der Ausscheidungen vom MX-Typ zu unterdrücken und somit die Wärmestabilität davon zu erhöhen und die Verminderung in dem Zeitstand nach einem langen Anwendungszeitraum zu verhindern. Es ist weiterhin wirksam, feine Körner zu erzeugen und somit die Schweißbarkeit und Zähigkeit zu steigern und auch die schweißwärmebeeinflusste Zone (nachstehend als HAZ bezeichnet) wirksam am Erweichen zu hindern. Diese Wirkungen können bei seinen Verunreinigungsanteilgehalten erhalten werden. Zum Gewinnen von stärkeren Wirkungen ist jedoch ein Nb-Gehalt von nicht weniger als 0,002% bevorzugt. Bei einem Nb-Gehalt oberhalb 0,2% verhärtet jedoch der Stahl stark und zusätzlich werden Ausscheidungen vom MX-Typ gröber, wobei der Zeitstand, Festigkeit bei erhöhten Temperaturen und Zähigkeit beeinträchtigt werden. Wenn es deshalb zugegeben wird, ist der Nb-Gehalt wünschenswerterweise 0,002 bis 0,2%. Ein bevorzugter Nb-Gehalt-Bereich ist 0,005 bis 0,1% und ein bevorzugterer Bereich ist 0,01 bis 0,07% und ein Bereich von 0,02 bis 0,06% ist noch bevorzugter.

N, Ti, Ta, Cu, Ni, Co:

[0047] Diese Elemente, falls zugegeben, sind beim Erhöhen des Zeitstands und Festigkeit bei erhöhten Temperaturen wirksam.

[0048] Somit bindet N an V, Nb, C und dergleichen und bildet feine Ausscheidungen innerhalb von Körnern und ist somit beim Erhöhen des Zeitstands und der Festigkeit bei erhöhten Temperaturen wirksam. N ist außerdem beim Erzeugen von feinen Körnern und somit beim Erhöhen der Schweißbarkeit und Zähigkeit und Verhindern des HAZ-Erweichens wirksam. Diese Wirkungen von N können bei seinen Verunreinigungsanteilgehalten erhalten werden. Zum Gewinnen von starken Wirkungen ist jedoch der N-Gehalt vorzugsweise nicht weniger als 0,001%. Bei einem N-Gehalt, der 0,1% übersteigt, werden jedoch die Ausscheidungen gröber, wobei der Zeitstand, Festigkeit bei erhöhten Temperaturen und Zähigkeit beeinträchtigt werden. Weiterhin hat die Zugabe eines Überschusses an N den Nachteil, dass die Ausscheidung von proeutektoidem Ferrit gefördert wird. Deshalb, wenn es zugegeben wird, ist der N-Gehalt wünschenswerterweise 0,001 bis 0,1%. Ein bevorzugter Bereich an N-Gehalt ist von 0,002 bis 0,05% und ein bevorzugterer Bereich ist 0,003 bis 0,01% und ein Bereich von 0,002 bis 0,007% ist besonders bevorzugter.

[0049] Ti und Ta bilden wie V Ausscheidungen vom MX-Typ und sind somit beim Erhöhen des Zeitstands und Festigkeit bei erhöhten Temperaturen durch Ausscheidungsverfestigen wirksam. Ti und Ta sind weiterhin beim Erzeugen feiner Körner und somit beim Steigern der Schweißbarkeit und Zähigkeit und Verhindern der HAZ-Erweichung wirksam. Diese Wirkungen von Ti und Ta können bei ihren Verunreinigungsanteilgehalten erhalten werden. Zum Gewinnen von starken Wirkungen ist jedoch der Ti-Gehalt vorzugsweise nicht weniger als 0,001% und der Ta-Gehalt ist vorzugsweise nicht weniger als 0,002%. Bei einem Ti-Gehalt oberhalb 0,1% oder einem Ta-Gehalt oberhalb 0,2% jedoch härtet der Stahl stark, wodurch die Zähigkeit, Bearbeitbarkeit und Schweißbarkeit beeinträchtigt werden. Wenn deshalb Ti und/oder Ta zugegeben wird, ist der Ti-Gehalt wünschenswerterweise 0,001 bis 0,1% und der Ta-Gehalt ist wünschenswerterweise 0,002 bis 0,2%. Ein bevorzugter Ti-Gehalt-Bereich ist 0,003 bis 0,05% und ein bevorzugterer Bereich ist 0,005 bis 0,015% und ein Bereich von 0,005 bis 0,01% ist noch bevorzugter. Ein bevorzugter Ta-Gehalt-Bereich ist 0,005 bis 0,1% und ein bevorzugterer Bereich ist 0,005 bis 0,07% und ein Bereich von 0,005 bis 0,02% ist noch bevorzugter.

[0050] Cu, Ni und Co sind austenitbildende Elemente und haben feste Lösungs-Erweichungswirkungen, folglich sind sie beim Erhöhen der Festigkeit bei erhöhten Temperaturen und dem Zeitstand wirksam. Die vorstehenden Wirkungen von Cu, Ni und Co können bei ihren Verunreinigungsanteilsgehalten erhalten werden. Zum Gewinnen von starken Wirkungen jedoch ist der Gehalt von jedem von ihnen vorzugsweise nicht weniger als 0,01%. Für jeden von Cu, Ni und Co jedoch verursacht ein Gehalt, der 0,5% übersteigt, eher eine Absenkung im Zeitstand bei der hohen Temperatur nach einem langen Anwendungszeitraum. Übermäßige Zugabe ist vom wirtschaftlichen Standpunkt ebenfalls unerwünscht. Deshalb, wenn Cu, Ni und/oder Co zugegeben wird, ist der Gehalt von jedem wünschenswerterweise 0,01 bis 0,5%. Für jeden von Cu, Ni und Co ist ein bevorzugter Gehaltsbereich 0,02 bis 0,3% und ein bevorzugterer Bereich ist 0,1 bis 0,2%. Zusätzlich zu den vorstehend erwähnten Wirkungen ist Cu beim Erhöhen der thermischen Leitfähigkeit wirksam und Ni ist beim Erhöhen der Zähigkeit wirksam.

[0051] Die vorstehend genannten Elemente N, Ti, Ta, Cu, Ni und Co können einzeln verwendet werden oder zwei oder mehrere von ihnen können kombiniert zugesetzt werden.

B:

[0052] B, falls zugegeben, unterdrückt das Vergröbern von Ausscheidungen und trägt zu Verbesserungen des Zeitstands nach einem langen Anwendungszeitraum bei. Weiterhin ist es ein Element, das beim Erhöhen der Härtbarkeit und somit Sichern von stabiler Festigkeit bei erhöhten Temperaturen und Zeitstand wirksam ist. Diese Wirkungen können bei ihren Verunreinigungsanteilsgehalten erhalten werden. Zum Gewinnen von starken Wirkungen ist jedoch der B-Gehalt wünschenswerterweise weniger als 0,0001%. Bei einem B-Gehalt, der 0,1% übersteigt, segregiert B jedoch stark an Korngrenzen, um eher Korngrenzenausscheidungen zu verursachen als zu vergröbern, wodurch die Festigkeit bei erhöhten Temperaturen, Zeitstand und Zähigkeit beeinträchtigt sind. Wenn es deshalb zugegeben wird, ist der Gehalt von B zweckmäßigerweise 0,0001 bis 0,1%. Ein bevorzugter Gehaltsbereich von B ist 0,0005 bis 0,015% und ein bevorzugterer Bereich ist 0,001 bis 0,008% und ein Bereich von 0,001 bis 0,004% ist noch bevorzugter.

Al:

[0053] Al, falls zugegeben, erzeugt eine desoxidierende Wirkung. Diese Wirkung kann bei seinen Verunreinigungsanteilsgehalten erhalten werden. Zum Gewinnen von starken Wirkungen ist der Al-Gehalt jedoch wünschenswerterweise nicht weniger als 0,001%. Bei einem Al-Gehalt, der 0,05% übersteigt, beeinträchtigt er jedoch den Zeitstand nach einem langen Anwendungszeitraum und die Bearbeitbarkeit. Deshalb ist der Gehalt an Al, wenn es zugegeben wird, zweckmäßigerweise 0,001 bis 0,05%. Ein bevorzugter Al-Gehalt-Bereich ist 0,001 bis 0,02% und ein bevorzugterer Bereich ist 0,002 bis 0,015%. Der wie hierin verwendete Begriff „Al-Gehalt" bedeutet den Gehalt an säurelöslichem Al (dem so genannten sol. Al).

Ca, Mg, Nd:

[0054] Diese Elemente, falls zugegeben, fixieren jeweils S und es ist beim Steigern von Zähigkeit und Verhindern der Zeitstandbrüchigkeit wirksam. Diese Wirkungen können bei ihren Verunreinigungsanteilsgehalten erhalten werden. Zum Gewinnen von starken Wirkungen jedoch ist der Gehalt von jedem der Elemente wünschenswerterweise nicht weniger als 0,0001%. Für jedes Element verursacht es jedoch bei einem Gehalt, der 0,01% übersteigt, Erhöhungen in der Menge der Oxide und Sulfide und beeinträchtigt eher die Zähigkeit. Deshalb ist der Gehalt von jedem der Elemente, falls sie zugegeben werden, wünschenswerterweise 0,0001 bis 0,01%. Für jedes Element ist ein bevorzugter Gehaltsbereich 0,0002 bis 0,005% und ein bevorzugterer Bereich ist 0,0005 bis 0,0035%. Diese Elemente können einzeln zugegeben werden oder zwei oder mehrere von ihnen können in Kombination zugesetzt werden.

P, S:

[0055] Diese Elemente sind in Stählen als Verunreinigungen enthalten und sind für die Zähigkeit, Bearbeitbarkeit und Schweißbarkeit schädlich und insbesondere fördern sie die Temperbrüchigkeit bzw. -versprödung. Deshalb ist es erwünscht, dass ihr Gehalt so niedrig wie möglich ist. Der Gehalt an P ist vorzugsweise nicht mehr als 0,03% und jener von S nicht mehr als 0,015%.

Gleichungen oder Formeln (1) und (2):

[0056] Wenn Carbide M_6C an Korngrenzen ausscheiden, sinken der Zeitstand, Festigkeit bei erhöhten Temperaturen und Zähigkeit. Es ist deshalb wesentlich, die Ausscheidung von den Carbiden M_6C zu unterdrücken.

[0057] Wie bereits hierin vorstehend erwähnt, haben die durch die vorliegenden Erfinder gemachten intensiven Untersuchungen nun ergeben, dass wenn die Anteile an C, Mn, Mo und W in einem niederen/mittleren Cr-wärmebeständigen Stahl mit einer solchen chemischen Zusammensetzung, wie vorstehend erwähnt, den hierin angegebenen Gleichungen genügen, werden die Carbide M_6C nicht ausscheiden, und im Ergebnis kann die Menge an gelöstem Mo und die Menge an gelöstem W gesichert werden, wobei die Verminderung des Zeitstands nach einem langen Anwendungszeitraum gesenkt werden kann. Deshalb wurde vorgeschrieben, dass der Wert von „$C - 0{,}06 \times (Mo + 0{,}5\ W)$" nicht weniger als 0,01 sein sollte und der Wert „$Mn + 0{,}69 \times \log(Mo + 0{,}5\ W + 0{,}01)$" nicht mehr als 0,60 sein sollte, nämlich dass die Gleichungen (1) und (2) erfüllt sein sollten.

Gleichungen oder Formeln (3), (4) und (5):

[0058] Weiterhin wurde im Ergebnis der von den vorliegenden Erfindern gemachten intensiven Untersuchungen gefunden, dass wenn die Gehalte an B, N, Cr, V, Nb und Ti in einem niederen/mittleren Cr-wärmebestän-

digen Stahl mit einer solchen wie vorstehend erwähnten chemischen Zusammensetzung die vorstehend angegebenen Gleichungen (3) bis (5) erfüllen, die Matrixmikrostruktur eine Bainiteinphasenstruktur wird, wobei die Festigkeit bei erhöhten Temperaturen hoch wird und ein sehr hoher Zeitstand bei der hohen Temperatur auch nach einem langen Anwendungszeitraum gesichert werden kann und weiterhin die Zähigkeit sehr gut wird. Deshalb ist es in Fällen, wo eine hohe Festigkeit bei erhöhten Temperaturen und ein hoher Zeitstand bei der hohen Temperatur, Zeitstand nach einem langen Anwendungszeitraum gesichert werden müssen und wo gute Zähigkeit gefordert ist, erwünscht, vorzuschreiben, dass der Wert von „B – (N/3)" nicht weniger als 0 (Null) sein sollte, der Wert von „(Cr/7) – V" nicht mehr als 0 sein sollte und der Wert von „log[(Cr/7) – V] × log(Nb + 2Ti + 0,001)" nicht mehr als 2 sein sollte, nämlich die vorstehenden Gleichungen (3) bis (5) erfüllen sollte.

(B) Ausscheidungen

(B-1) Ausscheidungen innerhalb der Körner

[0059] Wenn feine Ausscheidungen innerhalb Körnern vorliegen, tragen sie zur Ausscheidungsverfestigung bei, und insbesondere wenn die Dichte des Auftretens von Ausscheidungen mit einem durchschnittlichen Durchmesser von nicht mehr als 30 nm nicht weniger als 1/μm^3 ist, ist die ausscheidungsverfestigende Wirkung stark und es wird möglich, die Festigkeit bei erhöhten Temperaturen und den Zeitstand zu verbessern.

[0060] Wenn somit die Ausscheidungen innerhalb Körnern grob werden und deren durchschnittlicher Durchmesser 30 nm übersteigt, fällt ihre ausscheidungsverfestigende Wirkung. Wenn auch andererseits Ausscheidungen mit einem durchschnittlichen Durchmesser von nicht mehr als 30 nm innerhalb von Körnern vorliegen, kann ein ausreichender Anteil von ausscheidungsverfestigender Wirkung nicht erhalten werden, wenn die Dichte des Auftretens davon weniger als 1/μm^3 ist.

[0061] Deshalb wurde bezüglich der Ausscheidungen innerhalb von Körnern gemäß der Erfindung vorgeschrieben, dass die Dichte des Auftretens von Ausscheidungen mit einem durchschnittlichen Durchmesser von nicht mehr als 30 nm nicht weniger als 1/μm^3 aufweisen sollte.

[0062] Wie bereits hierin vorstehend erwähnt, bedeutet der wie hierin verwendete Begriff „durchschnittlicher Durchmesser" speziell den Wert definiert als ½ der Summe der Länge der kürzeren Achse und der Länge der längeren Achse. Die Ausscheidungen mit einem durchschnittlichen Durchmesser von nicht mehr als 30 nm können unter Anwendung eines Transmissionselektronenmikroskops leicht beobachtet werden. Insbesondere wenn ein Ultrahochspannungstransmissionselektronenmikroskop verwendet wird, beispielsweise bei einer Beschleunigungsspannung von 3000 kV, ist es möglich, die Gegenstände in dem Atomniveau zu beobachten, wobei die untere Grenze zu dem durchschnittlichen Durchmesser der vorstehenden Ausscheidungen mit etwa 0,3 nm entsprechend der Gitterkonstante von Fe oder den Ausscheidungen eingestellt werden kann. Bei einer gewöhnlichen Beschleunigungsspannung (beispielsweise 100 bis 200 kV) sind jedoch jene mit einem durchschnittlichen Durchmesser von 2 nm oder kleiner außerhalb der Auflösungsstärke des Transmissionselektronenmikroskops und können nicht unterscheidbar identifiziert werden. Deshalb ist es praktisch, die untere Grenze des durchschnittlichen Durchmessers der vorstehenden Ausscheidungen bei 2 nm einzustellen.

[0063] Wenn andererseits die Dichte der Ausscheidungen mit einem durchschnittlichen Durchmesser von nicht mehr als 30 nm höher ist, wird ein höheres Niveau von ausscheidungsverfestigender Wirkung beobachtet. Deshalb muss die obere Grenze nicht auf die vorstehend erwähnte Dichte eingestellt werden. Die tatsächliche obere Grenze ist jedoch etwa 500/μm^3.

[0064] Die Dichte der Ausscheidungen innerhalb von Körnern kann beispielsweise durch Umwandeln der zweidimensionalen Daten, die durch das Anwenden eines Transmissionselektronenmikroskops zu dem dreidimensionalen beobachtet werden, wie in dem Bulletin of the Japan Institute of Metals, Band 10 (1971), Seiten 279 bis 289, bestimmt werden.

[0065] Somit werden verschiedene Gebiete (beispielsweise fünf Gebiete) bei einer hohen Vergrößerung unter Anwendung eines Transmissionselektronenmikroskops fotografiert. Die dreidimensionale Dichte der Ausscheidungen innerhalb der Körner kann aus der Zahl N_A von Ausscheidungen mit einer vorbeschriebenen Größen pro Einheitsfläche (1 μm^2), wie aus den Fotos bestimmt, und dem Wert N_L, berechnet durch Dividieren der Anzahl an Punkten des Zwischenabschnitts der willkürlichen geraden Linien, die auf den Fotos gezogen werden, und den Ausscheidungen durch die Länge (μm) der Linien berechnet werden.

[0066] Insbesondere kann die Dichte N_V (Anzahl an Ausscheidungen/μm^3) des Auftretens von Ausscheidun-

gen, wie durch die vorliegende Erfindung definiert, beispielsweise durch Fotografieren von fünf Gebieten bei einer Vergrößerung von 40000 unter Verwendung eines Transmissionselektronenmikroskops bei einer Beschleunigungsspannung von 100 kV unter Bestimmen der Anzahl N_A von Ausscheidungen mit einem durchschnittlichen Durchmesser von 2 bis 30 nm von den Fotos unter Berechnen des Werts N_L durch Dividieren der Anzahl von Punkten des Zwischenabschnitts der willkürlichen geraden Linien, die auf den Fotos gezogen werden, und der Ausscheidungen durch die Länge (μm) der Linien und Ausführen einer Berechnung gemäß der nachstehend angegebenen Gleichung (6) unter der Annahme, dass die Ausscheidungen eine Scheibenform aufweisen, bestimmt werden:

$$N_V = 2(N_A^2/\pi)N_L \quad (6)$$

[0067] In diesem Fall können natürlich Ausscheidungen mit einem durchschnittlichen Durchmesser, der 30 nm übersteigt, vorliegen. Die Anzahl davon ist wünschenswerterweise jedoch so klein wie möglich.

[0068] Es ist erwünscht, dass die Ausscheidungen innerhalb von Körnern kohärente Ausscheidungen sind, da, wenn die Ausscheidungen einen durchschnittlichen Durchmesser von nicht mehr als 30 nm aufweisen und das Ausscheiden innerhalb von Körnern kohärente Ausscheidungen darstellen (nämlich Ausscheidungen vom MX-Typ oder Ausscheidungen vom M_2X-Typ), kann ein höherer Zeitstand erhalten werden.

[0069] Wie bereits hierin vorstehend erwähnt, schließt der wie hierin verwendete Begriff „kohärente Ausscheidungen" nicht nur Ausscheidungen in einem Zustand, der vollständig kohärent mit der Matrix ist, sondern auch Ausscheidungen, für die die Grenzfläche zwischen der Matrix und der Ausscheidung teilweise kohärent ist, mit dort vorliegenden Grenzflächendislokationen ein.

[0070] Da kohärente Stränge um die kohärenten Ausscheidungen gefunden werden, kann, ob die Ausscheidungen kohärent Ausscheidungen sind oder nicht, durch die Prüfenden das Auftreten von kohärenten Strängen durch Beobachtung unter Verwendung eines Transmissionselektronenmikroskops eingeschätzt werden. Insbesondere wenn die Richtung der einfallenden Elektronenstrahlen ausgewählt ist, um zwei Strahlenbeugungsbedingungen bei einer hohen Vergrößerung von 20000 oder mehr unter Verwendung eines Transmissionselektronenmikroskops herzustellen, erscheint ein Kontrast aufgrund eines kohärenten Strangs und das Vorliegen oder die Abwesenheit eines kohärenten Strangs kann identifiziert werden. Daher kann eingeschätzt werden, ob die Ausscheidungen kohärent sind oder nicht.

(B-2) Korngrenzenausscheidungen

[0071] Wie bereits vorstehend erwähnt, wenn Carbide M_6C außerhalb von Korngrenzen ausscheiden, sinkt der Zeitstand und/oder Festigkeit bei erhöhten Temperaturen. Deshalb ist es wesentlich, die Ausscheidung des Carbids M_6C zu unterdrücken. Somit ist es bevorzugt, um nicht nur den Zeitstand und die Festigkeit bei erhöhten Temperaturen zu erhöhen, sondern auch die Zeitstandsduktilität zu erhöhen, die Ausscheidungen bei Korngrenzen neben Carbiden M_6C sowie die Ausscheidungen innerhalb der Körner zu berücksichtigen.

[0072] Auch in einem Komponentensystem, worin Carbide M_6C nicht bei Korngrenzen ausscheiden, werden Ausscheidungen, wie Carbide $M_{23}C_6$, Carbide M_7C_3 und/oder Zementit, zusammen an Korngrenzen ausscheiden, und wenn diese Korngrenzenausscheidungen sich in der Form auf kugelförmig verändern, werden Zeitstandsduktilität und Zähigkeit gewonnen. Wenn der Wert von der „kürzeren Achse/längeren Achse", welcher das Verhältnis der Länge der kürzeren Achse und längeren Achse von Korngrenzenausscheidungen ist, nicht weniger als 0,5 ist, erholen sich die Zeitstandsduktilität und Zähigkeit stark.

[0073] Während V in Carbiden M_6C schwer löslich ist oder, in anderen Worten V kaum zusammen mit Metallelementen M, die Carbide M_6C ausmachen, enthalten ist, ist V in Korngrenzenausscheidungen, die von Carbiden M_6C verschieden sind, löslich, beispielsweise in Carbiden $M_{23}C$, Carbiden M_7C_3 und Zementiten (Carbide M_3C), folglich ist V unter den Metallelementen M eingeschlossen. Wenn sich die Menge an V in den vorstehenden Ausscheidungen erhöht, wird das Vergröbern der Ausscheidungen schwieriger stattfinden und die Verminderung des Zeitstands nach einem langen Anwendungszeitraum wird verhindert und insbesondere, wenn die Menge an V unter den Metallelementen M mehr als 2% wird, werden der Zeitstand nach einem langen Anwendungszeitraum, die Zeitstandsduktilität und die Zähigkeit stabilisiert. Weiterhin wird die Temperbrüchigkeit schwieriger auftreten.

[0074] Deshalb ist es zum Erhöhen des Zeitstands nach einem langen Anwendungszeitraum, der Zeitstandduktilität und der Zähigkeit und damit kaum Temperbrüchigkeit auftritt, erwünscht, dass die Menge an V unter

Metallelementen, die jede Korngrenzenausscheidung ausmachen, nicht weniger als 2 Masse-% ist und dass das Verhältnis von kürzerer Achse zu längerer Achse (kürzere Achse/längere Achse) davon nicht weniger als 0,5 ist.

[0075] V wird in der Regel insbesondere in Carbiden $M_{23}C_6$, Carbiden M_7C_3 und Zementiten unter Korngrenzenausscheidungen einschließlich V unter Metallelementen M löslich. Deshalb ist es erwünscht, dass mindestens eines von den Carbiden $M_{23}C_6$, Carbiden M_7C_3 und Zementiten als Korngrenzenausscheidungen vorliegt.

[0076] Die obere Grenze des Gehalts an V unter Metallelementen, die jede Korngrenzenausscheidung ausmachen, ist hierin nicht besonders ausgewiesen. Wenn die Menge an V in jeder Korngrenzenausscheidung jedoch im Überschuss vorliegt, sinkt die Menge an den vorstehend erwähnten Ausscheidungen vom MX-Typ. Deshalb wird die obere Grenze zu der Menge an V vorzugsweise bei nicht mehr als 10% eingestellt.

[0077] Die Menge an V, die in Korngrenzenausscheidungen auftritt, kann durch Energiedispersive Röntgenanalyse (EDX-Analyse) unter Verwendung eines Transmissionselektronenmikroskops bestimmt werden.

(C) Matrixmikrostruktur

[0078] Wie für die Mikrostruktur der Matrix von dem niederen/mittleren Cr-wärmebeständigen Stahl der vorliegenden Erfindung müssen keine besonderen Vorbeschreibungen gemacht werden. Wenn die Matrixmikrostruktur jedoch Ferrit enthält, kann die Festigkeit bei erhöhten Temperaturen, Zeitstand und Zähigkeit in einigen Fällen sinken, und wenn die Matrixmikrostruktur Martensit enthält, kann der Zeitstand nach einem langen Anwendungszeitraum in bestimmten Fällen sinken. Im Gegensatz dazu ist, wenn die Matrix eine Bainiteinphasenstruktur aufweist, die Festigkeit bei erhöhten Temperaturen hoch und ein hoher Anteil an Zeitstand kann auch bei der hohen Temperatur nach einem langen Anwendungszeitraum gesichert werden und die Zähigkeit ist auch gut. Deshalb ist in Fällen, wenn die Festigkeit bei erhöhter Temperatur und Zeitstand nach langem Anwendungszeitraum zu sichern sind und gute Zähigkeit auch gefordert ist, es erwünscht, dass die Matrixmikrostruktur jene von Bainiteinphase eins ist.

[0079] Wenn die Gehalte an B, N, Cr, V, Nb und Ti die vorstehend erwähnten Gleichungen (3) bis (5) erfüllen, wird die Matrixmikrostruktur des erfindungsgemäßen niedrigen/mittleren Cr-wärmebeständigen Stahls eine Bainiteinphasenstruktur.

[0080] Der niedrige/mittlere Cr-wärmebeständige Stahl der vorliegenden Erfindung kann ein Schmiedestahl sein, der durch Schmelzen, Gießen und Heißverarbeiten hergestellt wurde, oder ein Gussstahl, der als Guss zu verwenden ist.

[0081] Wenn ein Schmiedestahl oder Gussstahl, dessen Stahlmaterial die vorstehend unter (A) erwähnte chemische Zusammensetzung aufweist, den nachstehend erwähnten Wärmbehandlungsschritten unterzogen wird, ist es relativ leicht, die Ausscheidungen innerhalb von Körnern und Korngrenzenausscheidungen zu veranlassen, dass sie die vorbestimmten entsprechenden Größen, Dichten, Zusammensetzungen und Formen aufweisen.

(D) Wärmebehandlung

(D-1) Normalisieren:

[0082] Normalisieren wird vorzugsweise bei einer Temperatur ausgeführt, die nicht unterhalb der Austenittransformationstemperatur ist und bei der Ausscheidungen innerhalb von Körnern gelöst werden und Kornwachstum nicht stattfinden kann, und nach Normalisieren wird Kühlen, vorzugsweise bei einer Kühlgeschwindigkeit von nicht unterhalb 200°C je Stunde, ausgeführt. Insbesondere ist die Normalisierungstemperatur vorzugsweise etwa 900 bis 1100°C, bevorzugter 920–1050°C, obwohl sie in Abhängigkeit von der chemischen Zusammensetzung des Stahlmaterials variieren kann. Die Kühlgeschwindigkeit ist nach Normalisieren vorzugsweise möglichst schnell, jedoch ist vom praktischen Standpunkt die Kühlgeschwindigkeit, die dem Wasserabschrecken (nämlich eine Kühlgeschwindigkeit von etwa 5°C/s), oder darunter entspricht, ausreichend.

(D-2) Tempern:

[0083] Es ist bevorzugt, dass das Tempern dem vorstehenden Kühlen nach Normalisieren folgt, um die gewünschten Ausscheidungen innerhalb von Körnern auszuscheiden. Weiterhin kann aufgrund des Temperns V

in Korngrenzenausscheidungen (nämlich V-Teilungen zu Metallelementen, die Korngrenzenausscheidungen ausmachen) löslich sein. Die Tempertemperatur ist beispielsweise 550°C zu der AC1-Transformationstemperatur, wobei befriedigende Ergebnisse erhalten werden. Das Tempern wird vorzugsweise in dem Temperaturbereich von (AC1-Transformationstemperatur –50°C) bis der AC1-Transformationstemperatur ausgeführt.

[0084] Wie bereits erwähnt, kann der erfindungsgemäße niedrige/mittlere wärmebeständige Stahl ein Schmiedestahl oder ein Gussstahl sein. Jedoch eine große Anzahl von Dislokationen wurde in einen Schmiedestahl eingeführt, die nicht bei einer hohen Temperatur der Austenitzone heiß bearbeitet wurde, und deshalb erhöht sich die Dichte von Ausscheidungen mit einem durchschnittlichen Durchmesser von nicht mehr als 30 nm, und das Auftreten von innerhalb von Körnern ist im Allgemeinen leichter in einem Schmiedestahl und die Festigkeit des Schmiedstahls kann leicht erhöht werden, verglichen mit einem Gussstahl, da die Dislokationen als kernbildende Stellen zur Ausscheidung dienen; folglich sind Schmiedestähle bevorzugt. Jedoch auch für Schmiedestähle wird für sorgfältiges Anwenden der Wirkungen des Heißverarbeitens Erhitzen in dem Temperaturbereich der AC3-Transformationstemperatur bis 1300°C vorzugsweise gefolgt von Heißverarbeiten bei einer Walzverminderung von nicht weniger als 50%. Dies ist darauf zurückzuführen, dass wenn die Heiztemperatur und Walzverminderung innerhalb der vorstehenden Bereiche liegen, ausreichende Wirkungen von Heißverarbeiten erzeugt werden können. Jedoch wenn Heißverarbeiten direkt von Normalisieren gefolgt wird, können die Herstellungskosten im Ergebnis von Energieeinsparung vermindert werden.

[0085] Die nachstehenden Beispiele erläutern die vorliegende Erfindung genauer.

(Beispiele)

[0086] 38 Stahlprobenstücke mit den entsprechenden chemischen Zusammensetzungen, die in Tabellen 1 bis 4 gezeigt werden, wurden geschmolzen und die Rohlinge von den entsprechenden Stählen wie erhalten, ausgenommen für die Rohlinge von Stählen C und K, wurden auf eine Temperatur von 1000 bis 1200°C erhitzt und bei einer Walzverminderung von 50 bis 70% heißgewalzt, um 50 mm dicke Platten zu ergeben. Die Rohlinge von Stählen C und K wurden direkt Maschinenverarbeitung unterzogen, um 50 mm dicke Platten zu ergeben.

[0087] In Tabellen 1 bis 4 sind Stähle A bis V, Stahl 12, Stahl 13 und Stahl 16 Stähle, deren Komponenten den in der vorliegenden Erfindung angeführten Erfordernissen genügen, wohingegen Stähle 1 bis 11, Stahl 14 und Stahl 15 in Tabellen 3 und 4 Stähle darstellen, wovon eine Komponente die durch die vorliegende Erfindung vorbeschriebenen Bedingungen nicht erfüllt.

Tabelle 1

Stahl	Chemische Zusammensetzung (Masse-%) Ausgleich: Fe und Verunreinigungen													
	C	Si	Mn	P	S	Cr	V	Nb	Mo	N	B	Ti	Ta	Ni
A	0,06	0,25	0,50	0,011	0,002	1,24	0,11	0,040	0,38	0,0072	0,0025	0,006	-	0,15
B	0,07	0,25	0,35	0,012	0,002	2,25	0,25	0,050	0,12	0,0046	0,0030	-	-	-
C	0,15	0,17	0,80	0,008	0,002	0,80	0,05	0,030	0,25	0,0053	0,0025	0,005	-	-
D	0,07	0,31	0,25	0,012	0,001	1,15	0,17	0,050	0,48	0,0060	0,0021	-	-	-
E	0,10	0,24	0,35	0,009	0,002	2,10	0,15	0,010	0,55	0,0065	0,0024	0,008	-	0,10
F	0,08	0,22	0,43	0,013	0,002	1,50	0,05	0,100	0,78	0,0054	0,0034	-	0,01	0,10
G	0,21	0,27	0,23	0,008	0,002	0,82	0,10	0,053	0,31	0,0059	0,0010	-	-	-
H	0,10	0,25	0,02	0,008	0,002	2,26	0,25	0,062	0,08	0,0043	0,0040	0,010	-	0,02
I	0,06	0,17	0,50	0,012	0,002	2,34	0,22	0,025	0,02	0,0088	0,0060	-	-	-
J	0,07	0,25	0,48	0,013	0,001	1,25	0,10	0,050	0,43	0,0086	0,0040	-	-	0,12
K	0,07	0,22	0,35	0,013	0,001	1,25	0,10	-	0,50	0,0073	0,0035	0,010	-	0,15
L	0,07	0,25	0,28	0,011	0,002	2,24	0,23	-	0,09	0,0083	0,0045	0,010	-	-
M	0,08	0,24	0,85	0,012	0,003	1,25	0,17	0,050	-	0,0057	0,0040	0,030	-	-
N	0,11	0,17	0,51	0,013	0,002	6,50	0,21	0,050	-	0,0067	0,0035	-	-	0,20
0	0,12	0,35	0,62	0,009	0,002	1,24	0,10	0,040	0,65	0,0043	0,0043	-	0,01	0,25
P	0,10	0,31	0,60	0,014	0,001	2,26	0,25	0,060	0,20	0,0064	0,0025	-	-	-
Q	0,12	0,35	0,95	0,012	0,002	1,25	0,25	0,050	-	0,0008	-	-	-	-
R	0,15	0,27	0,50	0,013	0,003	7,00	0,35	0,050	-	0,0005	-	-	-	-
S	0,12	0,51	0,55	0,012	0,001	2,25	0,21	-	0,05	0,0072	-	-	-	-
T	0,08	0,55	0,35	0,013	0,001	2,25	0,25	0,010	0,11	0,0087	0,0020	-	-	-
U	0,09	0,25	0,60	0,010	0,002	2,56	0,23	-	0,08	0,0004	0,0020	0,010	-	-
V	0,10	0,28	0,82	0,011	0,001	1,25	0,15	-	-	0,0002	-	-	-	-

Tabelle 2 (Fortsetzung von Tabelle 1)

Stahl	Chemische Zusammensetzung (Masse-%) Ausgleich: Fe und Verunreinigungen											
	Cu	Co	W	Al	Ca	Mg	Nd	fn1	fn2	fn3	fn4	fn5
A	0,15	-	-	0,0025	0,0025	-	-	0,037	0,218	0,0001	0,067	1,496
B	-	-	1,55	0,0039	0,0010	-	-	0,016	0,320	0,0015	0,071	1,481
C	0,10	-	-	-	-	0,0025	-	0,135	0,396	0,0007	0,064	1,653
D	-	-	-	0,0002	-	-	-	0,041	0,036	0,0001	-0,006	-
E	-	0,10	-	0,0015	-	-	0,001	0,067	0,176	0,0002	0,150	1,292
F	0,10	-	-	0,0014	0,0030	-	-	0,033	0,359	0,0016	0,164	0,781
G	-	-	0,05	0,0094	0,0021	-	-	0,190	-0,089	-0,0010	0,017	2,238
H	-	-	1,63	0,0072	-	-	-	0,046	-0,010	0,0026	0,073	1,230
I	0,05	-	0,05	0,0059	-	0,0018	-	0,057	-0,369	0,0030	0,114	1,493
J	0,11	-	-	0,0025	0,0015	-	0,003	0,044	0,234	0,0011	0,079	1,428
K	0,15	-	-	0,0029	0,0023	-	-	0,040	0,148	0,0011	0,079	1,854
L	-	-	1,63	0,0025	0,0025	-	-	0,016	0,253	0,0017	0,090	1,755
M	-	-	-	0,0029	0,0023	-	-	0,080	-0,530	0,0021	0,009	1,973
N	0,20	-	-	0,0024	0,0016	-	-	0,110	-0,870	0,0013	0,719	0,186
0	0,25	0,10	0,50	0,0034	-	-	-	0,066	0,592	0,0029	0,077	1,544
P	-	-	1,50	0,0052	-	-	-	0,043	0,588	0,0004	0,073	1,382
Q	-	-	-	0,0002	-	-	-	0,120	-0,430	-0,0003	-0,071	-
R	-	-	-	0,0037	-	-	-	0,150	-0,880	-0,0002	0,650	0,242
S	-	-	1,85	0,0002	-	-	-	0,062	0,545	-0,0024	0,111	2,859
T	-	-	1,94	0,0003	-	-	-	0,015	0,376	-0,0009	0,071	2,245
U	-	-	1,60	0,0028	-	-	-	0,037	0,565	0,0019	0,136	1,455
V	-	-	-	-	-	-	-	0,100	-0,560	-0,0001	0,029	4,632

fn1 = C – 0,06 x (Mo + 0,5 W), fn2 = Mn + 0,69 xlog(Mo + 0,5 W + 0,01)
fn3 = B – (N/3), fn4 = (Cr/7) – V, fn5 =log{(Cr/7) – V} x log (Nb + 2Ti + 0,001)
"-" in der Spalte fn5 weist aus, dass das Grundgesetz des Logarithmus, nämlich "der Antilogarithmus sollte positiv sein", verletzt wird.

Tabelle 3

Stahl	Chemische Zusammensetzung (Masse-%) Ausgleich: Fe und Verunreinigungen													
	C	Si	Mn	P	S	Cr	V	Nb	Mo	N	B	Ti	Ta	Ni
1	0,14	0,25	0,45	0,015	0,004	1,01	-	-	0,35	0,0101	-	-	-	0,05
2	0,10	0,30	0,45	0,010	0,002	2,25	-	-	0,98	0,0124	-	-	-	-
3	0,06	0,75	0,35	0,012	0,002	1,35	0,15	0,020	0,65	0,0048	0,0032	0,005	-	-
4	0,07	0,35	1,85	0,011	0,003	1,23	0,11	0,050	0,58	0,0061	0,0045	-	-	-
5	0,08	0,26	0,55	0,012	0,002	0,31	0,07	0,020	0,25	0,0032	0,0026	-	-	-
6	0,30	0,25	0,35	0,011	0,002	1,28	0,65	0,050	0,51	0,0040	0,0035	-	-	-
7	0,07	0,26	0,35	0,012	0,002	1,82	0,02	0,002	3,05	0,0042	0,0021	-	-	-
8	0,14	0,75	1,49	0,009	0,005	0,52	0,17	0,012	0,52	0,0051	0,0012	-	-	-
9	0,26	0,25	0,50	0,003	0,001	-	1,01	-	0,53	0,0025	-	-	-	-
10	0,002	0,08	0,51	0,002	0,001	-	0,48	-	0,30	0,0022	0,30	0,70	-	-
11	0,15	0,03	1,35	0,005	0,001	-	-	0,050	-	0,0035	-	-	-	-
12	0,14	0,24	0,36	0,011	0,003	5,50	0,22	0,050	1,50	0,0052	0,0031	0,010	-	-
13	0,10	0,25	0,51	0,014	0,001	6,50	0,09	0,030	1,25	0,0079	0,0030	0,005	-	0,10
14	0,15	0,23	0,80	0,012	0,002	1,23	0,11	0,040	0,55	0,0063	0,0025	-	0,01	-
15	0,06	0,35	0,85	0,012	0,002	2,25	0,05	0,010	1,00	0,0053	0,0005	-	-	-
16	0,09	0,28	0,50	0,011	0,002	1,40	0,08	0,030	1,06	0,0047	0,0008	-	-	-

Tabelle 4 (Fortsetzung von Tabelle 3)

Stahl	Chemische Zusammensetzung (Masse-%) Ausgleich: Fe und Verunreinigungen											
	Cu	Co	W	Al	Ca	Mg	Nd	fn1	fn2	fn3	fn4	fn5
1	0,05	-	-	0,0045	-	-	-	0,119	0,144	-0,0034	0,321	2,522
2	-	-	-	0,0037	-	-	-	0,041	0,447	-0,0041	0,144	1,479
3	-	-	-	0,0027	-	-	-	0,021	0,225	0,0016	0,043	2,064
4	-	-	-	0,0005	-	0,0010	-	0,035	1,692	0,0025	0,066	1,528
5	-	-	0,01	0,0013	-	-	-	0,065	0,152	0,0015	-0,026	-
6	-	0,01	-	0,0021	-	-	-	0,269	0,154	0,0022	-0,467	-
7	-	-	-	0,0004	-	-	-	-0,113	0,685	0,0007	0,240	1,564
8	-	-	-	0,0066	-	-	-	0,109	1,300	-0,0005	-0,096	-
9	-	-	-	0,0026	-	-	-	0,228	0,315	-0,0008	-1,010	-
10	-	-	-	0,0024	-	-	-	-0,016	0,159	0,2993	-0,480	-
11	-	-	5,30	0,0027	-	-	-	-0,009	1,643	-0,0012	0	-
12	-	-	1,30	0,0016	0,0010	-	-	0,011	0,591	0,0014	0,566	0,284
13	-	-	0,15	0,0035	-	-	-	0,021	0,597	0,0004	0,839	0,106
14	-	0,10	-	0,0022	0,0020	-	-	0,117	0,626	0,0004	0,066	1,640
15	-	-	0,75	0,0025	-	-	-	-0,023	0,948	-0,0013	0,271	1,109
16	-	-	0,50	0,0021	-	-	-	0,011	0,583	-0,0008	0,120	1,389

fn1 = C – 0,06 x (Mo + 0,5 W), fn2 = Mn + 0,69 x log(Mo + 0,5 W + 0,01)
fn3 = B – (N/3), fn4 = (Cr/7) – V, fn5 = log{(Cr/7) – V} x log (Nb + 2Ti + 0,001)
"-" in der Spalte fn5 weist aus, dass das Grundgesetz des Logarithmus, nämlich "der Antilogarithmus sollte positiv sein", verletzt wird.

[0088] Dann wurden die erhaltenen Platten Wärmebehandlung unterzogen, umfassend Normalisieren und Tempern unter den in Tabelle 5 gezeigten Bedingungen. Die Temperbedingungen werden bezüglich der Parameter vom P_{LM}-Wert angegeben. Nach Normalisieren wurden andere Stähle als Stahl K und Stahl 8 luftgekühlt und der Stahl K und Stahl 8 wurden mit Wasser abgeschreckt.

Tabelle 5

Stahl	Normalisierungstemperatur (°C)	Temperparameter P_{LM}	Mikrostruktur der Matrix
A	930	20300	B
B	1050	20900	B
C	930	19900	B
D	930	20300	B+F
E	920	20500	B
F	920	20300	B
G	950	21000	B+F
H	1100	20900	B
I	1050	20900	B
J	1050	20900	B
K	950	20500	B
L	950	20500	B
M	950	20500	B
N	1050	20500	B
0	1050	20500	B
P	1050	20900	B
Q	950	20500	B+F
R	1050	20500	B+F
S	950	20500	B+F
T	1050	20900	B+F
U	950	20500	B
V	920	19900	B+F
*1	920	20300	B+F
*2	920	20300	B+F
*3	1050	20300	B
*4	930	20300	B
*5	950	19900	B+F
*6	950	19900	B+F
*7	930	20300	B+F
*8	1050	19900	M
*9	950	20500	M+F
*10	950	20500	F
*11	950	20500	B+F
12	1050	21050	B
13	1050	21050	B
*14	950	21050	B
*15	960	18700	B+F
16	960	18700	B+F

P_{LM} = (T+ 273) x (logt + 20). In dieser Formel bedeutet T Tempertemperatur (°C) und t bedeutet Temperzeit (h).
In der Spalte „Mikrostruktur der Matrix" bedeutet B Bainit, F bedeutet Ferrit und M bedeutet Martensit, Symbol * bedeutet Feld außerhalb der durch die vorliegende Erfindung ausgewiesenen Bedingungen.

[0089] Testprobenstücke wurden von jeder Platte nach der vorherigen Wärmebehandlung genommen, die Probenstücke wurden elektropoliert und die erhaltenen dünnen Folien wurden unter Verwendung eines Transmissionselektronenmikroskops (Beschleunigungsspannung 200 kV) geprüft, um die Größe, Dichte und Form von Ausscheidungen einzuschätzen. Die Fläche der Gewebsbeobachtung war der „Längsabschnitt" (der so genannte „L-Abschnitt") von jeder Platte. Für die durch Heißwalzen hergestellten Platten war die Walzrichtung die Längsrichtung der Platten. Für die durch direktes Maschinenverarbeiten (bzw. spanabhebend) hergestellten Platten wurde die Richtung der angewendeten Gusseingabe als die Längsrichtung der Platten genommen.

[0090] Die Dichte der Ausscheidungen mit einem mittleren Durchmesser von nicht mehr als 30 nm wurde unter Photographieren von fünf Gebieten bei einer Vergrößerung von 40000 und Umwandeln der zweidimensionalen Daten, die aus den Fotos erhalten wurden, zu den dreidimensionalen Daten gemäß der Formel (6) bestimmt.

[0091] Die kohärenten Ausscheidungen wurden basierend auf dem Vorliegen oder Abwesenheit eines Kontrasts aufgrund von kohärentem Strang, wie beobachtet durch das Zweistrahlbeugungsverfahren, unter Verwendung eines Transmissionselektronenmikroskops identifiziert. Der durchschnittliche Durchmesser und die Teilchendichte der Ausscheidungen wurden bei einer Bedingung gemessen, wo die Elektronenstrahlen rechtwinklig zu der {001}-Fläche der Matrix sind. Als ein Beobachtungsergebnis wurde bestätigt, dass die Ausscheidungen alle eine echte kreisscheibenartige Form hatten und dass die längere Achse = der kürzeren Achse.

[0092] Die Menge an V in Korngrenzenausscheidungen wurde durch EDX-Analyse der Ausscheidungen, die unter dem Transmissionselektronenmikroskop beobachtet wurden, bestimmt.

[0093] Wie für die Festigkeit bei erhöhten Temperaturen wurden Testprobenstücke mit einem Durchmesser von 6 mm und einer parallelen Anteilslänge von 30 mm hergestellt und Zugbeständigkeitstesten bei 500°C und 550°C durch das übliche Verfahren unterzogen und die Zugfestigkeit wurde gemessen.

[0094] Beim Zeitstandtesten wurden Testprobenstücke mit einem Durchmesser von 6 mm und einer parallelen Anteilslänge von 30 mm hergestellt und bei 500°C und 550°C für maximal 10000 Stunden getestet und die durchschnittliche Zeitstandsfestigkeit für 500°C × 8000 Stunden wurde durch Interpolation bestimmt.

[0095] Weiterhin wurde die Verminderungsgeschwindigkeit der Festigkeit aufgrund von Langzeit-Zeitstand durch Berücksichtigung des Verhältnisses von 10000 Stunden Bruchfestigkeit zu 100 Stunden Bruchfestigkeit für jede Temperatur quantifiziert.

[0096] Bei dem Schlagtest nach Charpy wurden 2 mm V-gekerbte Probenstücke nach Charpy, wie in JIS Z 2202 vorgeschrieben, und mit einer Breite von 10 mm, einer Dicke von 10 mm und einer Länge von 55 mm verwendet und die Duktil-Brüchigkeitsübergangstemperatur (°C) wurde bestimmt.

[0097] Die in der vorstehenden Weise erhaltenen Ergebnisse werden in Tabellen 6 und 7 gezeigt.

Tabelle 6

Stahl	Dichte von Ausscheidungen mit einem durchschnittlichen Durchmesser von nicht mehr als 30 nm (/µm^3)	Dichte von kohärenten Ausscheidungen mit einem durchschnittlichen Durchmesser von nicht mehr als 30 nm (/µm^3)	Korngrenzenausscheidungen		Zugfestigkeit bei erhöhter Temperatur (MPa)		500°C x 8000 h durchschnittliche Zeitstandfestigkeit (MPa)	10000 h/100 h Zeitstandfestigkeitsverhältnis		Übergangstemperatur Charpy (°C)
			Achsenverhältnis	V unter Metallelementen (Masse-%)	500°C	550°C		500°C	550°C	
A	39	39	0,80	2,5	485	415	295	0,71	0,63	-43
B	53	53	0,80	2,8	502	438	305	0,75	0,66	-42
C	30	30	0,70	2,2	471	403	288	0,65	0,53	-25
D	12	12	0,70	3,0	435	375	265	0,71	0,58	-5
E	44	44	0,70	2,8	471	412	299	0,72	0,62	-24
F	33	33	0,60	2,3	479	420	290	0,67	0,59	-29
G	14	14	0,60	2,3	422	365	268	0,63	0,51	-15
H	50	50	0,7	2,6	520	443	303	0,67	0,52	-39
I	35	35	0,70	2,8	496	423	292	0,71	0,56	-41
J	20	20	0,70	2,7	480	412	285	0,64	0,52	-25
K	28	28	0,70	3,1	468	393	286	0,72	0,61	-13
L	35	35	0,80	3,5	470	400	290	0,65	0,52	-12
M	19	19	0,80	2,8	472	398	275	0,68	0,51	-15
N	21	21	0,55	3,5	465	389	277	0,63	0,53	-20
O	43	43	0,60	2,8	512	435	298	0,76	0,68	-48
P	45	45	0,65	2,5	479	418	300	0,60	0,51	-15
Q	15	7	0,70	2,7	418	368	250	0,61	0,53	-8
R	12	8	0,65	3,0	435	427	255	0,65	0,55	-7
S	17	7	0,35	2,2	435	377	253	0,58	0,51	-6
T	25	20	0,55	2,4	445	380	277	0,72	0,55	-10
U	18	10	0,60	1,5	428	370	260	0,70	0,53	-8
V	14	10	0,35	2,3	425	367	250	0,66	0,52	-9
In der Spalte Korngrenzenausscheidungen bedeutet "Achsenverhältnis" (Länge der kürzeren Achse)/(Länge der längeren Achse)										

Tabelle 7

Stahl	Dichte von Ausscheidungen mit einem durchschnittlichen Durchmesser von nicht mehr als 30 nm (/µm^3)	Dichte von kohärenten Ausscheidungen mit einem durchschnittlichen Durchmesser von nicht mehr als 30 nm (/µm^3)	Korngrenzenausscheidungen		Zugfestigkeit bei erhöhter Temperatur (MPa)		500°C x 8000 h durchschnittliche Zeitstandfestigkeit (Mpa)	10000 h/100 h Zeitstandfestigkeitsverhältnis		Übergangstemperatur Charpy (°C)
			Achsenverhältnis	V unter Metallelementen (Masse-%)	500°C	550°C		500°C	550°C	
* 1	* -	-	0,2	-	367	267	219	0,48	0,38	20
* 2	* -	-	0,15	-	381	285	225	0,51	0,43	5
* 3	2	0,5	0,2	0,8	395	305	235	0,53	0,41	13
* 4	23	2	0,1	0,05	465	398	240	0,68	0,46	-2
* 5	* 0,5	-	0,4	1,0	322	189	211	0,52	0,42	18
* 6	2	2	0,2	3,5	500	356	237	0,65	0,41	15
* 7	15	2	0,3	0,1	348	246	236	0,58	0,45	16
* 8	30	0,05	0,25	0,8	487	260	208	0,51	0,39	0
* 9	* 0,5	0,5	0,15	-	535	452	221	0,35	0,28	35
* 10	2	-	0,1	-	420	388	234	0,41	0,28	41
* 11	* -	-	0,3	4,0	508	424	227	0,39	0,25	10
12	* 0,1	-	0,25	-	486	393	231	0,43	0,31	25
13	* 0,2	-	0,3	-	473	403	228	0,42	0,28	12
* 14	12	0,1	0,4	-	475	383	213	0,45	0,34	18
* 15	* 0,5	-	0,15	-	471	401	229	0,37	0,25	25
* 16	* 0,5	-	0,1	-	482	413	225	0,39	0,26	15

In der Dichte der Spalte Ausscheidungen bedeutet „-",dass es keine Ausscheidungen mit einer vorbeschriebenen Größe gab.
In der Spalte der Korngrenzenausscheidungen bedeutet „Achsenverhältnis" (Länge der kürzeren Achse)/(Länge der längeren Achse) und in der Spalte V unter Metallelementen bedeutet „-",dass V nicht nachgewiesen wurde.
Symbol * bedeutet Feld außerhalb der durch die vorliegende Erfindung ausgewiesenen Bedingungen.

[0098] Wie aus Tabellen 6 und 7 deutlich wird, haben Stähle A bis V, die dem durch die vorliegende Erfindung bezüglich der Teilchendichte von Ausscheidungen mit einem durchschnittlichen Durchmesser von nicht mehr als 30 nm und Auftreten innerhalb von Körnern ausgewiesenen Erfordernis genügen, jeweils eine hohe Festigkeit bei erhöhten Temperaturen und Zeitstandeigenschaft und haben weiterhin gute Zähigkeit. Es wird ebenfalls deutlich, dass unter den vorstehend erwähnten Stählen Stahl A bis R und Stahl T jene Korngrenzenausscheidungen, die den durch die vorliegende Erfindung ausgewiesenen Erfordernissen genügen, bessere Eigenschaften aufweisen. Es wird weiterhin deutlich, dass Stähle A bis C, Stahl E, Stahl F und Stähle H bis P, deren Komponenten den vorstehend erwähnten Gleichungen, die durch die vorliegende Erfindung hergestellt wurden, genügen und deren Matrix eine Bainiteinphasenstruktur aufweist, noch bessere Eigenschaften aufweisen.

[0099] Im Gegensatz dazu sind Stähle 1 bis 11, Stahl 14 und Stahl 15, bei denen eine Komponente davon das durch die vorliegende Erfindung vorbeschriebene relevante Erfordernis nicht erfüllt, zu den erfindungsgemäßen Stählen in mindestens einer der nachstehenden Eigenschaften verschlechtert: Festigkeit bei erhöhten Temperaturen, Zeitstand und Zähigkeit.

[0100] Andererseits sind Stahl 12, Stahl 13 und Stahl 16, deren Bestandteile den durch die vorliegende Erfindung auferlegten Bedingungen genügen, jedoch für die die Dichte der Teilchen der Ausscheidungen mit einem mittleren Durchmesser von nicht mehr als 30 nm, dem durch die vorliegende Erfindung auferlegten Erfordernis nicht genügt, in der Festigkeit bei erhöhten Temperaturen und dem Zeitstand gegenüber den erfindungsgemäßen Stählen verschlechtert.

INDUSTRIELLE ANWENDBARKEIT

[0101] Der erfindungsgemäße wärmebeständige Stahl behält einen hohen Anteil an Zeitstandfestigkeit bei erhöhten Temperaturen nicht unterhalb 400°C, insbesondere im Temperaturbereich von etwa 400 bis 600°C, und auch nach einem langen Anwendungszeitraum in einem solchen Temperaturbereich zeigt er stabile Festigkeit bei erhöhten Temperaturen. Weiterhin ist er ausgezeichnet in der Zähigkeit. Deshalb kann er auf dem Gebiet von Anwendungen, wie Wärmetauschern, Stahlrohren für Leitungen, Wärmebeständigkeitsventilen und Gliedern oder Teilen, die zum Schweißen erforderlich sind, verwendet werden. Weiterhin hat der erfindungsgemäße wärmebeständige Stahl ausgezeichnete Eigenschaften, wie vorstehend erwähnt, und kann deshalb auf jenem Gebiet verwendet werden, wo Hoch-Cr-Stähle allein mit erhöhten Legierungselementgehalten als verwendbar betrachtet wurden; somit ist dessen wirtschaftliche Wirkung signifikant.

Patentansprüche

1. Wärmebeständiger Stahl, welcher in Massen-% umfaßt C: 0,01–0,25%, Cr: 0,5–8%, V: 0,05–0,5%, Si: nicht mehr als 0,7%, Mn: nicht mehr als 1%, Mo: nicht mehr als 2,5%, W: nicht mehr als 5%, Nb: nicht mehr als 0,2%, N: nicht mehr als 0,1%, Ti: nicht mehr als 0,1%, Ta: nicht mehr als 0,2%, Cu: nicht mehr als 0,5%, Ni: nicht mehr als 0,5%, Co: nicht mehr als 0,5%, B: nicht mehr als 0,1%, Al: nicht mehr als 0,05%, Ca: nicht mehr als 0,01%, Mg: nicht mehr als 0,01%, Nd: nicht mehr als 0,01%, wobei Fe und unvermeidbare Verunreinigungen den Rest ausbilden, dessen chemische Zusammensetzung die Gleichungen (1) und (2), welche nachstehend angegeben sind, erfüllt, in welchem kohärente Ausscheidungen vom MX- und/oder M_2X-Typ, welche einen durchschnittlichen Durchmesser von nicht mehr als 30 nm aufweisen, bei einer Dichte von nicht weniger als $1/\mu m^3$ vorhanden sind, und in welchem Korngrenzen-Ausscheidungen von wenigstens einer Gattung, ausgewählt aus Zementiten, M_7C_3-Carbiden und $M_{23}C_6$-Carbiden, an Korngrenzen vorhanden sind und die Menge an V unter den Metallelementen "M", welche jede Korngrenzenausscheidung darstellen, 2–10 Massen-% beträgt, wobei der Wert des Verhältnisses zwischen der Länge der kürzeren Achse und der längeren Achse "kürzere Achse/längere Achse" der Korngrenzen-Ausscheidungen nicht weniger als 0,5 beträgt:

$$C - 0{,}06 \times (Mo + 0{,}5\ W) \geq 0{,}01 \quad (1),$$

$$Mn + 0{,}69 \times \log(Mo + 0{,}5\ W + 0{,}01) \leq 0{,}60 \quad (2),$$

wobei in den vorstehenden Formeln (1) und (2) die Elementsymbole die Gehalte der Elemente in dem Stahl auf Massenprozentbasis darstellen.

2. Wärmebeständiger Stahl nach Anspruch 1, wobei die chemische Zusammensetzung weiter die folgenden Gleichungen (3) bis (5) erfüllt:

$$B - (N/3) \geq 0 \quad (3),$$

$$(Cr/7) - V > 0 \quad (4),$$

$$\log[(Cr/7) - V] \times \log (Nb + 2Ti + 0{,}001) \leq 2 \quad (5),$$

wobei in den vorstehenden Formeln (3) bis (5) die Elementsymbole die Gehalte der Elemente in dem Stahl auf Massenprozentbasis darstellen.

3. Wärmebeständiger Stahl nach Anspruch 1 oder 2, wobei wenigstens eines der folgenden Erfordernisse bezüglich der Gehalte erfüllt ist: der Mo-Gehalt von 0,01–2,5% und der W-Gehalt von 0,02–5%.

4. Wärmebeständiger Stahl nach einem der Ansprüche 1 bis 3, wobei der Gehalt von Nb 0,002–0,2% ist.

5. Wärmebeständiger Stahl nach einem der Ansprüche 1 bis 4, wobei wenigstens eines der folgenden Erfordernisse bezüglich der Gehalte erfüllt ist: der N-Gehalt von 0,001–0,1%, der Ti-Gehalt von 0,001–0,1%, der Ta-Gehalt von 0,002–0,2%, der Cu-Gehalt von 0,01–0,5%, der Ni-Gehalt von 0,01–0,5% und der Co-Gehalt von 0,01–0,5%.

6. Wärmebeständiger Stahl nach einem der Ansprüche 1 bis 5, wobei der Gehalt von B 0,0001–0,1% ist.

7. Wärmebeständiger Stahl nach einem der Ansprüche 1 bis 6, wobei der Gehalt von Al 0,001–0,05% ist.

8. Wärmebeständiger Stahl nach einem der Ansprüche 1 bis 7, wobei wenigstens eines der folgenden Erfordernisse bezüglich der Gehalte erfüllt ist: der Ca-Gehalt von 0,0001–0,01%, der Mg-Gehalt von 0,0001–0,01% und der Nd-Gehalt von 0,0001–0,01%.

9. Wärmebeständiger Stahl nach einem der Ansprüche 1 bis 8, wobei die Gehalte der Verunreinigungen P und S nicht mehr als 0,03 Massen-% bzw. nicht mehr als 0,015 Massen-% betragen.

Es folgt kein Blatt Zeichnungen