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

(10) **DE 100 17 069 B4** 2005.09.01

(12) # Patentschrift

(21) Aktenzeichen: **100 17 069.2**
(22) Anmeldetag: **06.04.2000**
(43) Offenlegungstag: **18.01.2001**
(45) Veröffentlichungstag
der Patenterteilung: **01.09.2005**

(51) Int Cl.[7]: **C22C 38/02**
C22C 38/04, C22C 38/14

Innerhalb von 3 Monaten nach Veröffentlichung der Erteilung kann Einspruch erhoben werden.

(30) Unionspriorität:

11-098277	**06.04.1999**	**JP**
11-356902	**16.12.1999**	**JP**

(71) Patentinhaber:
Kabushiki Kaisha Kobe Seiko Sho, Kobe, Hyogo, JP

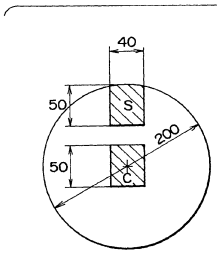
(74) Vertreter:
Müller-Boré & Partner, Patentanwälte, European Patent Attorneys, 81671 München

(72) Erfinder:
Makii, Koichi, Kobe, Hyogo, JP; Ibaraki, Nobuhiko, Kobe, Hyogo, JP; Ochiai, Kenji, Kobe, Hyogo, JP; Inada, Atsushi, Kobe, Hyogo, JP; Wada, Sakae, Kakogawa, Hyogo, JP; Minamida, Takaaki, Kakogawa, Hyogo, JP; Nagao, Mamoru, Kobe, Hyogo, JP

(56) Für die Beurteilung der Patentfähigkeit in Betracht gezogene Druckschriften:
US 54 62 613
EP 6 24 658 A1
EP 2 18 167 A1

(54) Bezeichnung: **Unlegierter Stahldraht mit ausgezeichneter Beständigkeit gegen Rißbildung in Längsrichtung, ein Stahlprodukt für denselben und Verfahren zur Herstellung desselben**

(57) Hauptanspruch: Unlegierter Stahldraht, umfassend 0,65–1,2 Gewichtsprozent C, 0,1–2,0 Gewichtsprozent Si, 0,2–2,0 Gewichtsprozent Mn und als Rest Fe sowie unvermeidbare Verunreinigungen, wobei das Gefüge als Hauptphase Perlit aufweist und der Flächenanteil an voreutektoidem Ferrit in der Oberflächenschicht bis zu einer Tiefe von 50 µm weniger als 0,40 % beträgt.



FLÄCHE, AUF DER DIE MESSUNGEN AUSGEFÜHRT WERDEN (in µm)

(A) STAHL OHNE EINGEARBEITETES BOR

FERRITFLÄCHE (%)	
OBERFLÄCHENSCHICHT (S)	MITTELTEIL (C)
0,45	0,30

(B) STAHL MIT EINGEARBEITETEM BOR

FERRITFLÄCHE (%)	
OBERFLÄCHENSCHICHT (S)	MITTELTEIL (C)
0,14	0,22

Beschreibung

[0001] Die vorliegende Erfindung betrifft einen Kohlenstoffstahldraht für Stahldrahtcords, Drahtseile, usw., ein Stahlprodukt als Halbzeug für den Stahldraht und ein Verfahren zur Herstellung derselben. Dieser Kohlenstoffstahldraht wird ohne Hitzebehandlung wie Brünieren [bluing]) nach Kaltwalzen gefertigt.

[0002] Stahlradialreifen für Kraftfahrzeuge sind mit Stahldrähten, wie Corddrähte und Wulstdrähte, verstärkt. Ihr Bestandteil ist ein Strang, der aus verzwirnten unlegierten Stahldrähten besteht, wobei jeder davon einen Durchmesser 0,2 mm und eine Festigkeit von mehr als 3039 MPa (310 kgf/mm^2) aufweist.

[0003] Jeder der den Strang ausmachenden Drähte wird durch Drahtziehen aus eutektoidem oder hypereutektoidem unlegiertem Stahl (high carbon steel; Stahl mit hohem Kohlenstoffgehalt bzw. unlegierter Stahl bzw. Hartstahl) gefertigt.

[0004] Dem Drahtziehen folgt Patentieren, Beizen, Messingplattieren (um gute Anhaftung an Gummi zu gewährleisten). Fertigziehen gibt einen dünnen Draht von 0,2 mm Durchmesser. Die Patentierungsbehandlung wandelt die Austenitstruktur bei etwa 500–550°C in die feine Perlitstruktur um, wodurch der Stahl zäher wird.

Stand der Technik

[0005] Seit einiger Zeit wird von Kraftfahrzeugreifen verbesserte Haltbarkeit gefordert und von den Stahldrähten wird ebenfalls eine höhere Festigkeit als bislang gefordert. Eine wirksame Maßnahme zur Erhöhung der Festigkeit ist die Erhöhung des Kohlenstoffgehalts. Eine bloße Erhöhung des Kohlenstoffgehalts führt jedoch zur Rißbildung in Längsrichtung, wenn der Draht verdrillt wird. Rißbildung in Längsrichtung kann wirksam durch Einarbeiten bzw. Zulegieren. von Chrom verhindert werden. Die Japanische Offenlegungsschrift Nr. 194147/1990 beschreibt das Einarbeiten bzw. Zulegieren von 0,10–0,30% Chrom. Die Japanische Offenlegungsschrift Nr. 049592/1994 beschreibt das Zulegieren von Chrom in einer speziellen Menge, die von dem Borgehalt bestimmt wird. Letzteres ist vorgesehen, um das Wachstum von Zementit in Perlit zu fördern und um die Duktilität und die Ermüdungseigenschaften zu verbessern.

[0006] Die vorstehend genannte erste Technologie (Einarbeitung bzw. Zulegierung von Chrom) ist hinsichtlich der Erhöhung der Zugfestigkeit (höchstens 3530 MPa bzw. 360 kgf/mm^2) und des Verdrillungswertes (höchstens 25) begrenzt. Es ist auch erwünscht, kein Chrom zuzugeben, wenn man die Chromreinigung und die Wiederaufbereitung der Stahlprodukte in Betracht zieht. Die vorstehend genannte zweite Technologie weist den Nachteil auf, daß Chrom als wesentliche Komponente erforderlich ist und daß sie beim Drahtziehen auf das einschränkende Arbeitsverhältnis (der übliche Wert von 3,6 darf nicht überschritten werden) begrenzt ist. Sie liefert keine feinen Stahldrähte mit einer sehr hohen Festigkeit von mehr als 4000 MPa.

[0007] EP 0 624 658 A1 beschreibt einen Stahldraht zur Herstellung eines hochfesten Stahldrahtprodukts, wobei der Stahldraht, in Gewichtsprozent, enthält: 0,6–1,1 % C, 0,2–0,6 % Si und 0,3–0,8 % Mn, sowie Verunreinigungen und von maximal 0,010 % P, maximal 0,010 % S, maximal 0,003 % O (Sauerstoff) und maximal 0,004 % N, und der Rest Fe, und eine Struktur aufweist, bei der die maximale Perlitblockgröße 4,0 µm beträgt, der maximale Abstand der Perlitlamellen 0,1 µm beträgt, und der maximale Gehalt an freiem Ferrit 1,0 Vol.-% beträgt.

[0008] EP 0 218 167 A1 beschreibt einen gezogenen Stahldraht mit hoher Zugfestigkeit und ausgezeichneter Duktilität, welcher einen Stahl aufweist, der enthält: 0,4–1,0 Gew.-% C, höchstens 2,0 Gew.-% Si, 0,2 bis 2,0 Gew.-% Mn, höchstens 0,02 Gew.-% P, höchstens 0,02 Gew.-% S und höchstens 0,01 Gew.-% N, und welcher ferner gegebenenfalls enthält: mindestens einen Bestandteil aus der Gruppe, bestehend aus 0,05–3 Gew.-% Cr, 0,01–1 Gew.-% Mo, 0,01–1 Gew.-% W, 0,05–3 Gew.-% Cu, 0,1–5 Gew.-% Ni und 0,1–5 Gew.-% Co, und/oder mindestens einen Bestandteil aus der Gruppe, bestehend aus 0,001–0,1 Gew.-% Al, 0,001–0,1 Gew.-% Ti, 0,001–0,1 Gew.-% Nb, 0,001–0,1 Gew.-% V, 0,003–0,05 Gew.-% B, 0,001–0,1 Gew.-% Mg und 0,001–0,1 Gew.-% Ca, Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen, wobei der Stahl eine Festigkeit σ von mindestens 130 kgf/mm^2 und eine von seiner Festigkeit σ abhängige Restdruckspannung zwischen (0,05 σ + 23) und (0,35 σ + 28) kgf/mm^2 an seiner Oberfläche aufweist.

[0009] US-A-5,462,613 beschreibt ein Verfahren und eine Vorrichtung zur Herstellung von Stäben mit einer gewünschten Zugfestigkeit durch ein Stabherstellungsverfahren, das auf optimale Verarbeitungsbedingungen eingestellt ist.

Aufgabenstellung

[0010] Der vorliegenden Erfindung liegt die Aufgabe zugrunde, einen unlegierten Stahldraht bzw. Hartstahldraht bereitzustellen, der eine höhere Festigkeit als bislang aufweist und dessen Beständigkeit gegen Rißbildung in Längsrichtung gut ist, selbst wenn kein Chrom eingearbeitet wurde. Eine weitere Aufgabe der vorliegenden Erfindung ist die Bereitstellung eines Stahlprodukts für den Stahldraht. Eine weitere Aufgabe der vorliegenden Erfindung ist außerdem die Bereitstellung eines Verfahrens zur Herstellung des Stahldrahtes und des Stahlprodukts. Die diese Aufgaben lösende Erfindung wird nachstehend definiert bzw. erläutert.

[0011] Diese Aufgaben werden durch die in den Ansprüchen gekennzeichneten Ausführungsformen gelöst.

[0012] Der erste Aspekt der vorliegenden Erfindung betrifft einen unlegierten Stahldraht bzw. Hartstahldraht mit ausgezeichneter Beständigkeit gegen Rißbildung in Längsrichtung, dadurch gekennzeichnet, daß die wesentlichen Komponenten C (0,65–1,2 Gewichtsprozent), Si (0,1–2,0 Gewichtsprozent), Mn (0,2–2,0 Gewichtsprozent) und als Rest Fe sowie unvermeidbare Verunreinigungen sind, die Hauptphase Perlit aufweist und der Flächenanteil an voreutektoidem Ferrit in der Oberflächenschicht bis zu einer Tiefe von 50 μm weniger als 0,40% beträgt (bzw. in dem Draht die Hauptphase Perlit ist und das voreutektoide Ferrit-Flächenverhältnis weniger als 0,40% in der Oberflächenschicht bis zu einer Tiefe von 50 μm von der Oberfläche beträgt). Der Begriff „die Hauptphase P aufweist" bedeutet, daß der Perlitflächenanteil mehr als 80% beträgt. Der bevorzugte Politflächenanteil beträgt mehr als 90%.

[0013] Der zweite Aspekt der vorliegenden Erfindung betrifft einen unlegierten Stahldraht bzw. Hartstahldraht mit ausgezeichneter Beständigkeit gegen Rißbildung in Längsrichtung, dadurch gekennzeichnet, daß die wesentlichen Komponenten C (0,65–1,2 Gewichtsprozent), Si (0,1–2,0 Gewichtsprozent), Mn (0,2–2,0 Gewichtsprozent), B (0,0003–0,0050 Gewichtsprozent), Ti (weniger als 0,030 Gewichtsprozent), N (weniger als 0,0050 Gewichtsprozent) und als Rest Fe sowie unvermeidbare Verunreinigungen sind, wobei die Mengen von B, Ti und N der Gleichung (1) genügen,

$$0{,}03 \leq B/(Ti/3{,}43 - N) \leq 5{,}0 \qquad (1),$$

wobei das Gefüge als Hauptphase Perlit aufweist und der Flächenanteil an voreutektoidem Ferrit in der Oberflächenschicht bis zu einer Tiefe von 50 μm weniger als 0,40 % beträgt.

[0014] Der dritte Aspekt der vorliegenden Erfindung betrifft einen Drahtstab (bzw. Stahl) für einen unlegierten Stahldraht bzw. Hartstahldraht mit derselben chemischen Zusammensetzung wie vorstehend im zweiten Aspekt definiert, dadurch gekennzeichnet, daß der maximale Teilchendurchmesser von TiN-Einschlüssen geringer als 8,0 μm ist. Dieser Stab wird zu dem vorstehend genannten unlegierten Stahldraht durch Durchmesserverminderung (einschließlich Bearbeitung nach Patentieren) und anschließendem Patentieren verarbeitet.

[0015] Der vierte Aspekt der vorliegenden Erfindung betrifft ein Verfahren zur Herstellung eines Drahtstabs (bzw. Stahls) für einen unlegierten Stahldraht bzw. Hartstahldraht, wobei das Verfahren Gießen eines Stahls mit derselben chemischen Zusammensetzung wie vorstehend definiert, Kühlen des Gusses mit einer Geschwindigkeit von mehr als 5°C/s im Zeitraum vom Beginn des Gießens bis zum Abschluß der Erstarrung und Warmwalzen des erhaltenen Walzblocks umfaßt.

[0016] Der fünfte Aspekt der vorliegenden Erfindung betrifft einen unlegierten Stahldraht bzw. Hartstahldraht, dadurch gekennzeichnet, daß die wesentlichen Komponenten C (0,65–1,2 Gewichtsprozent), Si (0,1–2,0 Gewichtsprozent), Mn (0,2–2,0 Gewichtsprozent), B (0,0003–0,0050 Gewichtsprozent, wobei B in fester Lösung mehr als 0,0003 Gewichtsprozent ausmacht, N (weniger als 0,0050 Gewichtsprozent) und als Rest Fe sowie unvermeidbare Verunreinigungen sind, der Anteil an Ti auf 0–0,005 Gewichtsprozent begrenzt ist, wobei das Gefüge als Hauptphase Perlit aufweist und der Flächenanteil an voreutektoidem Ferrit in der Oberflächenschicht bis zu einer Tiefe von 50 μm weniger als 0,40 % beträgt. Ein einzigartiges Merkmal dieses Aspektes besteht darin, daß der Anteil an Ti im zweiten Aspekt begrenzt ist.

[0017] Der sechste Aspekt der vorliegenden Erfindung betrifft einen Drahtstab (bzw. Stahl) für einen unlegierten Stahldraht bzw. Hartstahldraht mit ausgezeichneter Beständigkeit gegen Rißbildung in Längsrichtung, wobei der Stahl dieselbe chemische Zusammensetzung wie im fünften Aspekt definiert aufweist. Dieser Stahl wird zu einem unlegierten Stahldraht (definiert im fünften Aspekt) durch Durchmesserverminderung (einschließlich der Bearbeitung nach dem Patentieren) und anschließendem Patentieren verarbeitet.

[0018] Der siebte Aspekt der vorliegenden Erfindung betrifft ein Verfahren zur Herstellung eines Drahtstabs für einen unlegierten Stahldraht bzw. Hartstahldraht, wobei das Verfahren Gießen eines Stahls, dessen wesentlichen Komponenten C (0,65–1,2 Gewichtsprozent), Si (0,1–2,0 Gewichtsprozent), Mn (0,2–2,0 Gewichtsprozent), B (0,0003–0,0050 Gewichtsprozent), N (weniger als 0,0050 Gewichtsprozent) und Fe sind, wobei der Anteil an Ti auf 0–0,005 Gewichtsprozent begrenzt ist, Kühlen des Gusses mit einer Geschwindigkeit von mehr als 5°C/s im Zeitraum vom Beginn des Gießens bis zum Abschluß der Erstarrung, wodurch ein Walzblock gebildet wird, Erhitzen des erhaltenen Walzblocks und Warmwalzen desselben derart, daß die End- bzw. Finishingtemperatur 900–1100°C beträgt, und Kühlen des warmgewalzten Produkts auf 850°C innerhalb von 30 Sekunden umfaßt. Dieses Verfahren liefert den Stahl für den unlegierten Stahldraht, der im vorstehenden sechsten Aspekt der Erfindung definiert wurde.

[0019] Fig. 1 ist ein Diagramm, das den Bereich für die Messungen der Ferritmenge in dem unlegierten Stahldraht zeigt. Fig. 1 zeigt auch die Meßergebnisse des Ferrit-Flächenanteils in der Oberflächenschicht (S) und im Kern (C) des unlegierten Stahldrahtes, der aus Bor-freiem Stahl (A) und Bor-enthaltendem Stahl (B) gefertigt wurde.

[0020] Fig. 2 ist eine graphische Darstellung, die zeigt, wie die Erhitzungstemperatur und die Haltezeit die Bormenge in der festen Lösung in dem Titan-freien, Bor-enthaltenden, hypereutektoiden Stahl (nach Halten und Abschrecken) beeinflußt. Die Bormenge ist in ppm-Werten aufgetragen.

[0021] Die Erfinder führten Untersuchungen hinsichtlich der Frage durch, warum die Rißbildung in Längsrichtung stattfindet, wenn unlegierter Stahl in seiner Festigkeit zunimmt. Es würde festgestellt, daß in der Oberflächenschicht eines Stahldrahtes, der einer Rißbildung in Längsrichtung unterliegt, voreutektoide Ferrit auftritt, selbst wenn der Stahl Kohlenstoff in einer Menge enthält, die der hypereutektoiden Zusammensetzung entspricht. Diese proeutektoide Ferrit scheint der Ausgangspunkt für die Rißbildung in Längsrichtung zu sein. Wie **Fig.** 1(A) zeigt, ist der Ferritanteil (hinsichtlich des Ferrit-Flächenverhältnisses) in der Oberflächenschicht (S) (bis zu einer Tiefe von 50 µm) viel größer als jener im Kern (C), im Fall eines unlegierten Stahldrahts (0,2 mm im Durchmesser), der kein Bor enthält (mit einem mittleren Kohlenstoffgehalt von 0,90 Gewichtsprozent). (Dieser Stahldraht ist jener, der in dem nachstehend genannten Beispiel als Probe Nr. 20 bezeichnet wird.) Nach Untersuchungen hinsichtlich der Ursache der Ferritbildung wurde festgestellt, daß die Kohlenstoffkonzentration in der Oberflächenschicht des Stahldrahts sehr gering ist. Es scheint, daß die Abnahme in der Kohlenstoffkonzentration in der Oberflächenschicht aufgrund einer Entkohlung im Verlauf des Ziehens und der Wärmebehandlung stattfindet. Diese Erkenntnis führte zu der Idee, daß es möglich sein müßte, die Festigkeit zu erhöhen und die Beständigkeit gegen Rißbildung in Längsrichtung ohne Zusatz von Chrom zu verbessern, wenn die Abnahme im Kohlenstoffgehalt in der Oberflächenschicht verhindert wird und die Bildung von Ferrit, das die Rißbildung in Längsrichtung in der Oberflächenschicht induziert, vermieden wird. Die vorliegende Erfindung wurde auf der Basis dieser Idee ausgeführt. Die Erfindung wird genauer unter Bezugnahme auf die nachstehenden Ausführungsformen beschrieben.

[0022] Die erste Ausführungsform betrifft einen unlegierten Stahldraht, der dadurch gekennzeichnet ist, daß die wesentlichen Komponenten C (0,65–1,2 Gewichtsprozent), Si (0,1–2,0 Gewichtsprozent), Mn (0,2–2,0 Gewichtsprozent) und Fe sind, die Hauptphase Perlit ist und der Ferrit-Flächenanteil weniger als 0,40% in der Oberflächenschicht bis zu einer Tiefe von 50 µm von der Oberfläche beträgt.

[0023] Dieser unlegierte Stahldraht weist die Komponentengrenzen aus nachstehend angegebenen Gründen auf.

C : 0,65–1,2 Gewichtsprozent

[0024] Kohlenstoff ist ein kostengünstiges Element, um die Festigkeit wirksam zu erhöhen. Je höher die Menge an Kohlenstoff, desto größer ist das Ausmaß der Kaltverfestigung des Ziehens und der Festigkeit nach dem Ziehen. Je geringer die Kohlenstoffmenge ist, desto schwieriger ist es, die Ferritmenge zu vermindern. Gemäß der vorliegenden Erfindung sollte deshalb die untere Grenze des Kohlenstoffanteils 0,65 Gewichtsprozent, vorzugsweise 0,7 Gewichtsprozent, bevorzugter 0,8 Gewichtsprozent, betragen. Bei zu hohem Kohlenstoffgehalt kann andererseits der Stahldraht während des Ziehens aufgrund des netzähnlichen proeutektoiden Zementits, das im Korngrenzbereich von Austenit gebildet wurde, brechen. Dieser Zementit übt eine nachteilige Wirkung auf die Zähigkeit und Duktilität nach dem Fertigziehen zu Feindrähten aus. Die obere Grenze des Kohlenstoffgehalts sollte 1,2 Gewichtsprozent, vorzugsweise 1,1 Gewichtsprozent, betragen.

Si : 0,1–2,0 Gewichtsprozent

[0025] Silizium ist als Desoxidationsmittel geeignet. Es spielt eine wichtige Rolle in der vorliegenden Erfindung, die hauptsächlich Aluminium-freie Stahldrähte umfaßt. Silizium übt seine Desoxidationswirkung bei einem Gehalt von weniger als 0,1 Gewichtsprozent nicht aus. Daher sollte die untere Grenze des Siliziumgehalts 0,1 Gewichtsprozent betragen. Bei einer zu hohen Menge erschwert Silizium andererseits, das Ziehen durch mechanisches Entzundern (nachstehend kurz MD bezeichnet) auszuführen. Die obere Grenze des Siliziumgehalts sollte 2,0 Gewichtsprozent, vorzugsweise 1,0 Gewichtsprozent, bevorzugter 0,5 Gewichtsprozent, betragen.

Mn : 0,2–2,0 Gewichtsprozent

[0026] Mangan ist ebenfalls ein Element, das, wie Silizium, als Desoxidationsmittel geeignet ist. Der erfindungsgemäße, Aluminium-freie Stahldraht erfordert Mangan, wie auch Silizium, für eine wirksame Desoxidation. Mangan erhöht auch die Zähigkeit und Duktilität des Stahls, da es sich mit Schwefel im Stahl zu stabilem MnS vereinigt. Außerdem verbessert es wirksam das Härtungsvermögen, wodurch proeutektoides Ferrit in dem Walzmaterial vermindert wird. Damit diese Wirkungen erzeugt werden, sollte die untere Grenze des Mangangehalts 0,2 Gewichtsprozent, vorzugsweise 0,3 Gewichtsprozent, betragen. Andererseits ist Mangan ein Element, das zur Segregation neigt. Daher fördert Mangan in zu hohen Mengen die Bildung von überkühlten Strukturen, wie Martensit und Bainit in dem Teil, in dem Mangan segregiert ist. Diese haben negative Wirkung auf das Ziehvermögen. Folglich sollte die obere Grenze des Mangangehalts 2,0 Gewichtsprozent, vorzugsweise 1,0 Gewichtsprozent, betragen.

[0027] Der erfindungsgemäße, unlegierte Stahldraht dieser Ausführungsform besteht aus den vorstehend genannten, wesentlichen Komponenten, wobei der Rest unvermeidliche Verunreinigungen darstellt. Zur Verbesserung der charakteristischen Eigenschaften kann er gegebenenfalls mit Elementen in einer Menge versetzt werden, die die Wirkungen der wesentlichen Komponenten nicht nachteilig beeinflussen. Beispiele solcher Elemente werden nachstehend erläutert.

[0028] Der unlegierte Stahldraht weist die nachstehend erläuterte Struktur auf. Er weist die Perlitstruktur als Hauptphase auf, die sich nach der Patentierungsbehandlung bildet. Diese Struktur ist im wesentlichen ähnlich der üblichen, ist jedoch dadurch gekennzeichnet, daß der Ferrit-Flächenanteil weniger als 0,40% der Oberflächenschicht bis zu einer Tiefe von 50 μm von der Oberfläche des Stahldrahtes beträgt.

[0029] Eine Rißbildung in Längsrichtung beginnt in der Oberflächenschicht bis zu einer Tiefe von 50 μm von der Oberfläche des Stahldrahts. Daher entwickelt sich eine gute Beständigkeit gegen Rißbildung in Längsrichtung, wenn die Ferritbildung in diesem Teil zurückgedrängt wird, so daß der Ferrit-Flächenanteil weniger als 0,40% beträgt. Dies wird in den nachstehenden Beispielen gezeigt.

[0030] Eine Maßnahme, um die Bildung von Ferrit in der Oberflächenschicht zu inhibieren, erfolgt durch Zusatz einer Komponente in den Stahl, die die Bildung von Ferrit inhibiert, (wie in der zweiten, nachstehenden Ausführungsform gezeigt) oder durch Karburierung während oder nach dem Ziehen, das dem Patentieren vorangeht. Der erfindungsgemäße Stahldraht kann hauptsächlich in derselben Weise wie vorstehend erzeugt werden. Sein Herstellungsverfahren besteht aus Warmwalzen, Ziehen, Beizen, Patentieren und gegebenenfalls ein Fertigziehen (Naßziehen).

[0031] Der unlegierte Stahl gemäß der zweiten Ausführungsform wird nachstehend erläutert. Er unterscheidet sich von der ersten Ausführungsform, indem er Bor, usw. als wesentliche Komponenten, um die Ferritbildung zu verhindern, enthält. Eine hinreichende Menge (0,0020 Gewichtsprozent) Bor inhibiert die Ferritbildung in der Obrflächenschicht (S) des Stahldrahts, wie in **Fig.** 1(B) hinsichtlich Ferrit-Flächenanteil(α) in der Oberflächenschicht (S) und dem Kern (C) gezeigt, deutlich. Dieser Stahldraht (mit durchschnittlich 0,90 Gewichtsprozent Kohlenstoff und einem Durchmesser von 0,02 mm) ist jener, der als Probe Nr. 11 in dem Beispiel bezeichnet ist, das nachstehend angeführt wird. Diese Erkenntnis legt die Grundlage für einen unlegierten Stahldraht gemäß der zweiten Ausführungsform.

[0032] Die zweite Ausführungsform betrifft einen unlegierten Stahldraht, der dadurch gekennzeichnet ist, daß die wesentlichen Komponenten C (0,65–1,2 Gewichtsprozent), Si (0,1–2,0 Gewichtsprozent), Mn (0,2–2,0 Gewichtsprozent), B (0,0003–0,0050 Gewichtsprozent), Ti (weniger als 0,030 Gewichtsprozent), N (weniger als 0,0050 Gewichtsprozent) und Fe sind, wobei die Mengen von B, Ti und N der Gleichung (1) genügen,

$0{,}03 \leq B/(Ti/3{,}43 - N) \leq 5{,}0$ (1),

die Hauptphase Perlit ist und der Ferrit-Flächenanteil weniger als 0,40% in der Oberflächenschicht bis zu einer Tiefe von 50 μm von der Oberfläche beträgt.

[0033] Dieser unlegierte Stahldraht weist Begrenzungen hinsichtlich seiner drei Hauptkomponenten (C, Si und Mn) aus den gleichen, wie vorstehend erwähnten Gründen auf. Er weist weitere Komponenten (B, Ti und N), die durch die nachstehend erläuterten Gründe begrenzt sind, auf.

B : 0,0003–0,0050 Gewichtsprozent

[0034] Bor ist ein wichtiges Zusatzelement zur Inhibierung der Bildung von Ferrit in der Oberflächenschicht bis zu einer Tiefe von 50 μm von der Oberfläche. Es wird im allgemeinen angenommen, daß Bor in hypereutektoidem Stahl in der Austenitkorngrenze segregiert, wodurch die intergranuläre Energie vermindert und die Geschwindigkeit der Ferritbildung verringert wird und somit die Wirkung der Inhibierung der Ferritbildung hervorgerufen wird. Allerdings erzeugt Bor diese Wirkung in eutektoidem Stahl oder hypereutektoidem Stahl nicht. In der vorliegenden Erfindung scheint der Kohlenstoffgehalt in der Oberflächenschicht aufgrund der Entkohlung während der Wärmebehandlung jedoch abzunehmen. Bor inhibiert daher die Ferritbildung und verhindert wirksam die Rißbildung in Längsrichtung, ungeachtet dessen, ob die mittlere bzw. durchschnittliche Zusammensetzung eutektoid oder hypereutektoid ist. In diesem Fall liegt Bor in Form von freiem Bor vor. In anderen Worten, es liegt im Stahl nicht als Verbindung, sondern als Atom in fester Lösung vor. Mit einer Menge von weniger als 0,0003 Gewichtsprozent ruft Bor diese Wirkung zur Inhibierung der Bildung von Ferrit nicht hervor und verhindert keine Rißbildung in Längsrichtung. Mit einer Menge von mehr als 0,0050 Gewichtsprozent bildet Bor eine Verbindung, wie $Fe_{23}(CB)_6$, die die Menge an freiem Bor vermindert und folglich übt Bor seine Wirkung zur Verhinderung der Rißbildung in Längsrichtung nicht vollständig aus. Grobe $Fe_{23}(CB)_6$-Körner rufen häufig Bruchbildung während des Ziehens hervor. Die untere Grenze des Borgehaltes sollte 0,0003 Gewichtsprozent, vorzugsweise 0,0006 Gewichtsprozent, betragen, und die obere Grenze des Borgehaltes sollte 0,0050 Gewichtsprozent, vorzugsweise 0,0040 Gewichtsprozent, betragen.

Ti : weniger als 0,030 Gewichtsprozent

[0035] Titan vereinigt sich mit Stickstoff (der unvermeidlich vorliegt), unter Bildung von TiN, wodurch verhindert wird, daß sich Bor mit Stickstoff vereinigt und somit freies Bor vorliegen kann. Titan in zu hoher Menge ruft jedoch eine Ausfällung von TiC und lamellarem Ferrit hervor, wodurch das Ziehvermögen nachteilig beeinträchtigt wird. Außerdem veranlaßt eine zu hohe Titanmenge grobes TiN. Daher sollte die Menge an Titan weniger als 0,030 Gewichtsprozent, vorzugsweise weniger als 0,015 Gewichtsprozent, betragen. Die untere Grenze des Titangehalts wird durch die Gleichung (1), gemäß der Menge an Bor und Stickstoff, ermittelt.

N : weniger als 0,0050 Gewichtsprozent

[0036] In dieser Ausführungsform wird Stickstoff an Titan gebunden, so daß freies Bor gewährleistet ist. Der Anteil an Stickstoff sollte möglichst gering sein, so daß die Menge an zugegebenem Titan vermindert wird. Die Verminderung der Menge an Stickstoff erhöht jedoch die Herstellungskosten von Stahl. Somit sollte die obere Grenze für Stickstoff bei 0,0050 Gewichtsprozent, vorzugsweise 0,0035 Gewichtsprozent, bevorzugter 0,0020 Gewichtsprozent, liegen.

$0{,}03 \leq B/(Ti/3{,}43 - N) \leq 5{,}0$ Gleichung (1)

[0037] Der Ausdruck (Ti/3,43 – N) in dieser Gleichung gibt die Menge an überschüssigem Titan wieder, wenn der gesamte Stickstoff durch Titan fixiert ist. Wenn der Wert dieses Ausdrucks weniger als 0,03 beträgt, bedeutet dies, daß die Menge an überschüssigem Titan bezüglich der Menge an zugegebenem Bor zu hoch ist. Daher bildet überschüssiges Titan TiC und grobes TiN, wobei beide das Ziehvermögen nachteilig beeinträchtigen. Wenn dieser Wert des Ausdrucks größer als 5,0 ist, bedeutet dies, daß die Menge an überschüssigem Titan bezüglich der zugegebenen Bormenge zu gering ist. Das Ergebnis besteht darin, daß die Menge an freiem Bor zu gering ist und die Bildung von Ferrit nicht wie gewünscht gehemmt wird. Daher sollte die untere Grenze des Wertes in dem Ausdruck 0,03, vorzugsweise 0,50, sein, und die obere Grenze des Wertes in dem Ausdruck sollte 5,0, vorzugsweise 4,0 und bevorzugter 2,5, betragen.

[0038] Der erfindungsgemäße unlegierte Stahldraht gemäß der zweiten Ausführungsform besteht aus den vorstehend genannten, wesentlichen Komponenten, wobei der Rest aus unvermeidlichen Verunreinigungen

besteht. Zur Verbesserung der charakteristischen Eigenschaften kann er gegebenenfalls mit Elementen versetzt werden, die, wie bei der ersten Ausführungsform, die Wirkungen der wesentlichen Komponenten nicht nachteilig beeinträchtigen. Beispiele solcher Elemente sind Cr (weniger als 0,8 Gewichtsprozent), Cu (weniger als 0,5 Gewichtsprozent), Ni (weniger als 0,5 Gewichtsprozent), Nb (weniger als 0,02 Gewichtsprozent) und V (weniger als 0,02 Gewichtsprozent). Ein beliebiges oder mehrere dieser Elemente können zu den Grundkomponenten, die in dem ersten oder zweiten Aspekt der vorliegenden Erfindung ausgewiesen wurden, zugegeben werden. Die erhaltene Zusammensetzung kann eine beliebige der nachstehenden Zusammensetzungen sein, wobei der Rest aus Eisen besteht.

(1) Grundkomponenten + Cr
(2) Grundkomponenten oder Zusammensetzung (1) + Cu
(3) Grundkomponenten oder Zusammensetzung (1) oder (2) + Ni
(4) Grundkomponenten oder Zusammensetzung (1), (2) oder (3) + eines oder beide von Nb und V.

Cr : weniger als 0,8 Gewichtsprozent

[0039] Chrom verfeinert die Perlit-Lamellen und verbessert die Festigkeit und das Ziehvermögen des Drahtziehstabs. Damit Chrom diese Wirkungen erzeugt, sollte die Chrommenge mehr als 0,05 Gewichtsprozent, vorzugsweise 0,1 Gewichtsprozent, betragen. Wenn andererseits Chrom in einer zu hohen Menge vorliegt, wird in der Reget ungelöstes Zementit gebildet und es verlängert sich die Zeit, die zur Fertigstellung der Umwandlung erforderlich ist. Außerdem gibt es Anlaß zu überkühlter Struktur (wie Martensit und Bainit) in dem warmgewalzten Drahtstab und es übt eine nachteilige Wirkung auf das mechanische Ziehvermögen aus. Daher sollte die obere Grenze für Chrom 0,8 Gewichtsprozent betragen.

Cu : weniger als 0,5 Gewichtsprozent

[0040] Kupfer verbessert die Korrosionsbeständigkeit von sehr feinen Stahldrähten. Es verbessert auch die Entzunderungsfähigkeit (descalability) zum Zeitpunkt des mechanischen Ziehens und verhindert auch das Festfressen der Ziehdüse. Damit Kupfer diese Wirkungen erzeugt, sollte die Kupfermenge höher als 0,05 Gewichtsprozent sein. Wenn Kupfer andererseits in einer zu hohen Menge vorliegt, ruft es Bläschenbildung auf der Drahtoberfläche hervor, selbst wenn der warmgewalzte Drahtstab bei einer hohen Temperatur von etwa 900°C gehalten wird. Unter den Bläschen im Stahl tritt Magnetit auf, das sich nachteilig auf das mechanische Ziehvermögen auswirkt. Wenn außerdem Kupfer mit Schwefel zur Bildung von CuS reagiert, das an der Korngrenze segregiert, treten während der Drahtstabherstellung Fehler im Walzblock und im Drahtstab auf. Solche nachteiligen Wirkungen sollten durch Begrenzung des maximalen Kupferanteils auf 0,5 Gewichtsprozent vermieden werden.

Ni : weniger als 0,5 Gewichtsprozent

[0041] Nickel verbessert die Duktilität von Zementit und trägt folglich zum Ziehvermögen bei. Nickel in einer Menge gleich oder etwas weniger als jene von Kupfer verhindert wirksam die von Kupfer verursachte Rißbildung bei Hitze. Andererseits ist Nickel kostspielig und ist bei der Erhöhung der Festigkeit nicht so wirksam; daher sollte die obere Grenze des Nickelgehalts 0,5 Gewichtsprozent betragen.

Nb und V : jeweils weniger als 0,02 Gewichtsprozent

[0042] Nb und V verbessern das Härtungsvermögen und sind bei der Erhöhung der Festigkeit wirksam. Zugegeben in einer zu hohen Menge, bilden sie jedoch zuviel Carbide, Senken den Kohlenstoff zur Bildung von lamellarem Zementit, mit dem Ergebnis, daß die Festigkeit abnimmt und Ferrit der zweiten Phase sich zu stark bildet. Deren jeweilige obere Grenze sollte daher 0,02 Gewichtsprozent betragen.

[0043] Die Japanische Patent-Offenlegungsschrift Nr. 49592/1994 offenbart einen Stahl für einen unlegierten Stahldraht, dem Chrom sowie Bor zugesetzt wurde. Gemäß dieser Technologie wird Bor in einem solchen Verhältnis zu dem Chromgehalt zugegeben, daß das Wachstum von Zementit in Perlit gefördert wird. Die offenbarte Technologie unterscheidet sich daher vollständig von jener der vorliegenden Erfindung in der Aufgabe und Wirkung des eingearbeiteten Bors.

[0044] Der erfindungsgemäße unlegierte Stahldraht der zweiten Ausführungsform kann aus einem Ti-enthaltenden unlegierten Stahlprodukt, das dieselbe chemische Zusammensetzung wie der unlegierte Stahldraht aufweist, hergestellt werden und weist TiN-Einschlüsse auf, deren maximaler Durchmesser geringer als 8,0 µm ist.

[0045] Dieses Stahlprodukt kann leicht zu einem unlegierten Stahldraht mit ausgezeichneter Beständigkeit gegen Rißbildung in Längsrichtung durch das übliche Verfahren zur Herstellung von Draht verarbeitet werden, da es freies Bor enthält, das die Ferritbildung inhibiert, wodurch er weniger dazu neigt, auch nach Warmwalzen, Ziehen und Patentieren den Ferritgehalt zu erhöhen (aufgrund der Senkung des Kohlenstoffgehalts in der Oberflächenschicht des Drahtes). Da der maximale Durchmesser der TiN-Einschlüsse außerdem auf 8,0 μm begrenzt ist, neigt er während des Ziehens weniger zum Bruch und weist ein gutes Ziehvermögen auf.

[0046] Das vorstehend genannte Ti-enthaltende, unlegierte Stahlprodukt kann leicht aus einem Stahl mit derselben chemischen Zusammensetzung wie der unlegierte Stahldraht der zweiten Ausführungsform durch Gießen, Kühlen mit einer Geschwindigkeit von mehr als 5°C/s und Warmwalzen des erhaltenen Walzblocks hergestellt werden. Die vorstehen ausgewiesene Geschwindigkeit (mehr als 5°C/s) für das Abkühlen vom Gießen bis zur Erstarrung inhibiert das Kornwachstum der TiN-Einschlüsse, so daß ihr maximaler Korndurchmesser geringer als 8,0 μm ist. Die Kühlgeschwindigkeit nach dem Gießen sollte vorzugsweise größer als 8°C/s, bevorzugter größer als 10°C/s, sein. Der Walzblock kann erhitzt und in üblicher Weise gewalzt werden. Die Erhitzungstemperatur beträgt gewöhnlich etwa 1000–1300°C, die Walzendtemperatur ist höher als der Ar_3-Punkt und die Wikkeltemperatur ist etwa 100–300°C.

[0047] Der Drahtstab bzw. unlegierte Stahl gemäß der dritten Ausführungsform wird nachstehend erläutert. Er ist dadurch gekennzeichnet, daß die wesentlichen Komponenten C (0,65–1,2 Gewichtsprozent), Si (0,1–2,0 Gewichtsprozent), Mn (0,2–2,0 Gewichtsprozent), B (0,0003–0,0050 Gewichtsprozent, wobei B in fester Lösung mehr als 0,0003 Gewichtsprozent ausmacht), N (weniger als 0,0050 Gewichtsprozent) und Fe sind, der Anteil an Ti auf 0–0,005 Gewichtsprozent begrenzt ist, die Haupthase Perlit ist und der Ferrit-Flächenanteil weniger als 0,40% in der Oberflächenschicht bis zu einer Tiefe von 50 μm von der Oberfläche beträgt.

[0048] Der unlegierte Stahldraht gemäß der dritten Ausführungsform ist dadurch gekennzeichnet, daß er freies Bor als wesentliche Komponente enthält, obwohl er kein Titan enthält. Gemäß der üblichen Technologie kann Stahl praktisch kein freies Bor enthalten, sofern er nicht mit einem Nitrid-bildenden Element, wie Ti, Nb und Al, versetzt ist. Dies ist darauf zurückzuführen, daß Bor selbst ein Nitrid-bildendes Element ist und die technische Entwicklung wurde auf wenig oder in mittlerem Umfang Kohlenstoff enthaltenden Stahl (weniger als 0,5 Gewichtsprozent Kohlenstoff) oder niedrig legierten Stahl gerichtet. Die dritte Ausführungsform beruht auf einer neuen Erkenntnis, daß der Stahl freies Bor enthalten kann, wenn die Menge an Stickstoff bei unlegiertem oder hypereutektoidem Stahl streng geregelt bzw. kontrolliert wird und die Heiztemperatur und die Kühlgeschwindigkeit (nach dem Walzen) streng kontrolliert werden. Daher ist der unlegierte Stahl gemäß der dritten Ausführungsform vollständig frei von Titaneinschlüssen, die für das Ziehen nachteilig sind, so daß er zu hochfestem Draht gezogen werden kann, der niemals mit der üblichen Technologie erhalten werden könnte. Das freie Bor in dem gemäß der dritten Ausführungsform erzeugten Stahldraht bleibt während des Patentierens intakt und hemmt die Bildung von Ferrit. (Das Patentieren für unlegierte Stahldrähte, wie Reifencord, wird gewöhnlich innerhalb einer kurzen Zeit, etwa eine Minute, beendet.) Somit weist der Stahl ein gutes Ziehvermögen auf und er neigt nicht zu Delaminierung (im Verdrilltest). Der unlegierte Stahldraht gemäß der dritten Ausführungsform ist als hochfester Stahldraht industriell verwendbar.

[0049] Der unlegierte Stahldraht der dritten Ausführungsform ist in seiner chemischen Zusammensetzung (ausgenommen für Ti, B und N), der Hauptphase und der Menge an Ferrit in der Oberflächenschicht aus demselben Grunde, wie für die zweite Ausführungsform angegeben, eingeschränkt. Eine genaue Beschreibung wird hinsichtlich des Grundes, warum die Menge an freiem Bor (oder Bor in fester Lösung) und Titan eingeschränkt ist, nachstehend angeführt.

[0050] Titan (als Verunreinigung) sollte vorzugsweise nicht vorliegen und die obere Grenze des Titangehalts sollte 0,005 Gewichtsprozent sein. Mit einem Titangehalt innerhalb dieser Grenze enthält unter den nachstehend angeführten Bedingungen erzeugter Stahl ausreichend freies Bor und weist ein gutes Ziehvermögen auf.

[0051] Um die Anwesenheit von freiem Bor zu gewährleisten, das die Bildung von Ferrit inhibiert, ist es erforderlich, Bor in einer Gesamtmenge von mindestens 0,0003 Gewichtsprozent zuzugeben. Andererseits bildet sich, wenn die Menge 0,0050 Gewichtsprozent übersteigt, $Fe_{23}(CB)_6$, wodurch sich das Ziehvermögen verschlechtert. Die obere Grenze des Borgehalts sollte daher 0,0050 Gewichtsprozent, vorzugsweise 0,0040 Gewichtsprozent, sein. Das Bor, das die Ferritbildung inhibiert, ist nicht das zugegebene Bor, sondern das freie Bor, das keine Verbindung in dem Stahl erzeugt. Damit freies Bor vorliegt, ist es erforderlich, daß kein BN gebildet werden sollte. Folglich sollte die Menge an Stickstoff weniger als 0,0050 Gewichtsprozent, vorzugsweise weniger als 0,0035 Gewichtsprozent, betragen. Es ist außerdem auch erforderlich, die Walzbedingungen, wie später erwähnt, zu steuern. Freies Bor sollte in einer Menge von mindestens 0,0003 Gewichtsprozent vorlie-

gen, damit es die Ferritbildung inhibiert. Je höher die Menge an freiem Bor, desto besser. Die obere Grenze der Menge an freiem Bor wird jedoch durch die Begrenzung der Menge an Bor, das zugegeben werden kann, natürlich beschränkt.

[0052] Der unlegierte Stahldraht gemäß der dritten Ausführungsform besteht außerdem aus den vorstehend genannten Grundkomponenten und der wesentlichen Komponente (Eisen), kann allerdings eines oder mehrere der das Material verbessernden Elemente Cr, Cu, Ni, Nb und V, wie im Fall des unlegierten Stahldrahts gemäß der zweiten Ausführungsform, enthalten.

[0053] Der unlegierte Stahldraht gemäß der dritten Ausführungsform kann aus einem Ti-enthaltenden, unlegierten Stahlprodukt mit derselben chemischen Zusammensetzung, wie der unlegierte Stahldraht gemäß der dritten Ausführungsform; durch Warmwalzen, Ziehen, Patentieren und gegebenenfalls Fertigziehen hergestellt werden.

[0054] Dieses Stahlprodukt kann aus einem Stahl mit derselben chemischen Zusammensetzung, wie der unlegierte Stahldraht gemäß der dritten Ausführungsform, durch Gießen, Kühlen mit einer Geschwindigkeit von mehr als 5°C/s (vom Gießen zum Verfestigen) und Warmwalzen des erhaltenen Walzblocks erhalten werden. (Die Menge an Bor in der chemischen Zusammensetzung bedeutet die Menge an Bor, die zugegeben wird, welche 0,0003–0,0050 Gewichtsprozent beträgt.) Das Warmwalzen des Walzblocks sollte bei 900–1300°C, vorzugsweise bei einer Temperatur unterhalb 1200°C, ausgeführt werden, und die Endtemperatur des Warmwalzens sollte 900–1100°C betragen. Das Walzprodukt sollte innerhalb von 30 Sekunden auf 850°C gekühlt werden.

[0055] Dem Gießen sollte Kühlen mit einer Geschwindigkeit von mehr als 5°C/s folgen, so daß Titaneinschlüsse zu feinen Teilchen werden, die während des Ziehens kein Brechen des Drahts verursachen.

[0056] Während des Warmwalzens sollte der Walzblock oberhalb 900°C erhitzt werden. Ansonsten kann der Walzblock aufgrund zu hoher Belastung nicht gewalzt werden. Die untere Grenze der Erhitzungstemperatur sollte somit 900°C betragen. Erhitzen oberhalb 900°C, vorzugsweise oberhalb 930°C, verursacht, daß das meiste Bor in dem Stahl sich zu einer festen Lösung ausbildet, in der freies Bor vorliegt. Die Menge an freiem Bor ist proportional der Erhitzungstemperatur. Eine zu hohe Erhitzungstemperatur führt allerdings zu groben Austenitkristallkörnern, die die Verminderung in der Fläche des Drahtstabes verringern. Daher sollte die obere Grenze 1300°C, vorzugsweise 1200°C, betragen.

[0057] Sehr wichtig für das Vorliegen von freiem Bor ist die Endtemperatur (die Temperatur, bei der das Fertigwalzen endet) und das Kühlen, das dem Warmwalzen folgt. Die erwünschten Bedingungen werden hinsichtlich der Ergebnisse des Versuches zur Simulation von Warmwalzen und Gewährleisten von Kühlen erstellt. Dieser Versuch wurde mit einem Titan-freien hypereutektoiden Stahl, mit einer chemischen Zusammensetzung von C (1,0 Gewichtsprozent), Si (0,3 Gewichtsprozent), Mn (0,35 Gewichtsprozent), B (0,0030 Gewichtsprozent oder 30 ppm) und N (0,0037 Gewichtsprozent), wobei der Rest Fe ist, ausgeführt. Bei dem Versuch wurde Stahl auf 1000°C erhitzt und dann auf 950°C, 900°C, 850°C und 800°C abkühlen lassen (entsprechend der Endtemperatur). Nach dem Kühlen auf eine spezielle Temperatur wurde die Probe bei der Temperatur 3 Sekunden, 10 Sekunden, 30 Sekunden, 100 Sekunden und 180 Sekunden gehalten und dann wassergekühlt. Nach dem Kühlen wurde die Menge an freiem Bor in dem Stahl in nachstehender Weise bestimmt. Die Probe wurde elektrolytisch extrahiert und die Bormenge, die als eine Verbindung in dem Rückstand verblieben war, wurde durch Curcumine-Absorptiometrie bestimmt. Die Menge an freiem Bor wurde aus dem Unterschied zwischen der Menge an Bor als Verbindung und der Menge an zugegebenem Bor berechnet. Die Ergebnisse des Versuchs sind in Fig. 2 dargestellt. Die Zahlen in der Figur weisen die Menge an freiem Bor (in ppm) aus. Die Kurve A gibt das Kühlen von 1100°C bei einer Geschwindigkeit von 20°C/s wieder. Die Kurve B gibt das Kühlen von 1000°C bei einer Geschwindigkeit von 20°C/s wieder. Die Kurve C gibt das Kühlen von 900°C bei einer Geschwindigkeit von 20°C/s wieder.

[0058] In Fig. 2 wird angeführt, daß die Menge an freiem Bor gering ist, wenn die Haltetemperatur geringer als 850°C ist. Es ist auch angemerkt, daß bei Temperaturen unterhalb 850°C die Menge an freiem Bor proportional der Haltezeit abnimmt. Die Menge an freiem Bor nimmt auf 3 ppm (oder 0,0003 Gewichtsprozent) ab, wenn die Temperatur 850°C beträgt und die Haltezeit 30 Sekunden ist. Bei 800°C sinkt die Menge an freiem Bor in bezug auf die Haltezeit weniger, wobei 13 ppm (0,0013 Gewichtsprozent) nach Halten für 30 Sekunden verbleiben. Fig. 2 läßt erkennen, daß die Abnahme an freiem Bor (oder Fällung von BN) in dem hypereutektoiden Stahl durch die Kurve C mit dem Nasentemperaturbereich wiedergegeben wird. Dieser steht im Einklang mit dem bekannten Wissen.

[0059] Auf der Grundlage des Vorstehenden wurde ein Verfahren zur Gewährleistung von freiem Bor erstellt. Gemäß diesem Verfahren folgt dem Fertigwalzen Abkühlen auf 850°C innerhalb von 30 Sekunden. Bei Temperaturen unterhalb 850°C verbleibt die Bor-enthaltende feste Lösung in dem Stahl wie sie ist, auch nach dem Aufwickeln, ohne daß sich Bor mit Stickstoff verbindet, solange Kühlen in üblicher Weise ohne Temperaturhalten ausgeführt wird.

[0060] Die Erfindung wird genauer unter Bezugnahme auf die nachstehenden Beispiele beschrieben, die jedoch nicht vorgesehen sind, den Schutzbereich davon einzuschränken.

Beispiel 1

[0061] Ein Stahl mit der in nachstehender Tabelle 1 gezeigten chemischen Zusammensetzung wurde durch Vakuum-Induktionsschmelzen zu einem Walzblock gegossen. Der Walzblock wurde in der in Tabelle 1 gezeigten Geschwindigkeit gekühlt und dann zu einem quadratischen Stab mit 115 mm im Quadrat geschmiedet. Der Stab wurde zu einem Draht von 5,5 mm Durchmesser warmgewalzt. Der Draht wurde außerdem zu einem Draht mit 2,10–1,40 mm im Durchmesser gezogen. Der gezogene Draht wurde zum Patentieren in einem Fluidbett auf 940°C erhitzt, so daß die Umwandlung zu Austenit stattfand. Der Draht. wurde bei 540°C isothermer Umwandlung zu feinem Perlit, Beizen, Messingplattieren und schließlich Naßziehen unterzogen. Somit wurde ein Stahldraht mit einem Durchmesser von 0,2 mm erhalten.

[0062] Der Stahldraht wurde hinsichtlich der Ferritmenge in der Oberflächenschicht (S), ausgewiesen in Fig. 1, mit einer SEM-Photographie der Struktur geprüft. Der Stahldraht wurde auch hinsichtlich Rißbildung in Längsrichtung (Delaminierung) durch den Verdrilltest mit 40 mm langen Prüfstücken geprüft. Verdrillen wurde 30-mal wiederholt oder bis das Prüfstück Rißbildung in Längsrichtung unterlag. Die Probe wurde als gut bezeichnet (O), wenn kein Brechen durch Verdrillen (30-mal) stattfand, und die Probe wurde als mangelhaft bezeichnet (x), wenn sie durch Verdrillen (weniger als 30-mal) zerbrach. Der Stahldraht wurde hinsichtlich der Zugfestigkeit geprüft. Der warmgewalzte Drahtstab (0,2 kg) wies seine Stammphase gelöst auf und der Rest wurde hinsichtlich des maximalen Teilchendurchmessers von TiN darin geprüft. Das Ziehvermögen wurde durch die Beobachtung bewertet, ob der warmgewalzte Drahtstab (30 kg) vollständig zu einem Draht (0,2 mm im Durchmesser) ohne Bruch gezogen wurde, oder nicht.

[0063] Die Ergebnisse sind in Tabelle 2 dargestellt. Die Probe wurde als mangelhaft (x) bewertet, wenn sie einmal oder mehrmals zerbrach. Im Fall häufigen Bruchs wurde Ziehen durch Spleißen gebrochener Drähte fortgesetzt, bis der Enddurchmesser erreicht war. Im Fall von häufigem Bruch wurde das Ziehen ausgesetzt und der Verdrilltest wurde nicht ausgeführt. („Kein Test" bedeutet „--„ in der Tabelle.)

Tabelle 1

Stahl Nr.	Chemische Zusammensetzung (Gew.%), Rest ist im wesentlichen Fe								Wert von Q	CR °C/s	Bemer-kung
	C	Si	Mn	Ti	Cr	B	N	Andere			
1	0,90	0,20	0,70	--	--	--	0,0030		--	10,00	Vergl.
2	0,90	0,20	0,40	--	--	--	0,0030		--	10,00	Vergl.
3	0,90	0,20	0,30	--	1,00	--	0,0030		--	10,00	Vergl.
4	0,90	0,20	0,40	0,01	0,20	0,0020	0,0020		2,1847	10,00	
5	0,90	0,20	0,40	0,01	0,20	0,0020	0,0040		-1,344	10,00	Vergl.
6	0,90	0,20	0,40	0,01	0,20	0,0020	0,0060		-0,648	10,00	Vergl.
7	0,90	0,90	0,40	0,01	0,20	0,0020	0,0020		2,1847	10,00	
8	0,90	2,50	0,40	0,01	0,20	0,0020	0,0020		2,1847	10,00	Vergl.
9	0,90	0,20	1,50	0,01	--	0,0020	0,0020		2,1847	10,00	
10	0,90	0,20	2,50	0,01	0,20	0,0020	0,0020		2,1847	10,00	Vergl.
11	0,90	0,20	0,40	0,02	0,20	0,0020	0,0020		0,5221	10,00	
12	0,90	0,20	0,40	0,04	0,20	0,0020	0,0020		0,2070	10,00	Vergl.
13	0,90	0,20	0,40	0,01	0,20	0,0020	0,0020	Cu: 0,1	2,1847	10,00	
14	0,90	0,20	0,40	0,01	0,20	0,0020	0,0020	Cu: 0,1 Ni: 0,1	2,1847	10,00	
15	0,90	0,20	0,40	0,01	0,20	0,0020	0,0020	Nb: 0,01	2,1847	10,00	
16	0,90	0,20	0,40	0,01	0,20	0,0020	0,0020	Nb: 0,03	2,1847	10,00	Vergl.
17	0,90	0,20	0,40	0,01	0,20	0,0020	0,0020	V: 0,01	2,1847	10,00	
18	0,90	0,20	0,40	0,01	0,20	0,0020	0,0020	V: 0,03	2,1847	10,00	Vergl.
19	0,90	0,20	0,40	0,01	0,20	0,0010	0,0020		1,0924	10,00	
20	0,90	0,20	0,40	0,01	0,20	--	0,0020		--	10,00	Vergl.
21	0,90	0,20	0,40	0,01	0,20	0,0040	0,0020		4,3694	10,00	
22	0,90	0,20	0,40	0,01	0,20	0,0020	0,0040		-1,844	10,00	Vergl.
23	0,97	0,20	0,40	0,01	0,20	0,0020	0,0020		2,1847	10,00	
24	1,10	0,20	0,40	0,01	0,20	0,0020	0,0020		2,1847	10,00	
25	1,30	0,20	0,40	0,01	0,20	0,0020	0,0020		2,1847	10,00	Vergl.
26	0,82	0,20	0,40	0,01	0,20	0,0020	0,0020		2,1847	10,00	
27	0,72	0,20	0,40	0,01	0,20	0,0020	0,0020		2,1847	10,00	
28	0,62	0,20	0,40	0,01	0,20	0,0020	0,0020		2,1847	10,00	
29	0,52	0,20	0,40	0,01	0,20	0,0020	0,0020		2,1847	10,00	Vergl.
30	0,90	0,20	0,40	0,01	0,20	0,0020	0,0020		2,1847	80,00	
31	0,90	0,20	0,40	0,01	0,20	0,0020	0,0020		2,1847	0,50	Vergl.
32	0,90	0,20	0,40	0,01	--	0,0020	0,0020		2,1847	10,00	
33	0,97	0,20	0,40	0,01	--	0,0020	0,0020	Cu: 0,1	2,1847	10,00	
34	0,97	0,20	0,40	0,01	--	0,0020	0,0020	Cu: 0,8 Ni: 0,1	2,1847	10,00	Vergl.
35	0,97	0,20	0,40	0,01	--	0,0020	0,0020	Cu: 0,1 Ni: 0,3	2,1847	10,00	
36	0,97	0,20	0,40	0,01	--	0,0020	0,0020	Cu: 0,7	2,1847	10,00	Vergl.

CR : Kühlungsgeschwindigkeit nach Gießen ; Q = B/(Ti/3,43 – N) ; Vergl. : Vergleichsbeispiel

Tabelle 2

Probe Nr.	Stahl Nr.	Menge an Ferrit Vol.%	TiN-Teilchen (µm), max	Fertigziehen		Stahldraht TS MPa	Bruch	Längs-rißbil-dung	Bemerkung
				anfänglicher Durchmesser (mm)	tatsächliche Belastung				
1	1	0,43	--	1,40	3,89	3950	O	x	Vergl.
2	2	0,42	--	1,40	3,89	3970	O	O	Vergl.
3	3	0,72	--	1,40	3,89	4210	O	x	Vergl.
4	4	0,15	1,91	1,40	3,89	4020	O	O	Vergl.
5	5	0,31	2,43	1,40	3,89	3960	O	O	
6	6	0,32	3,90	1,40	3,89	3988	O	x	Vergl.
7	7	0,19	1,93	1,40	3,89	4010	O	O	
8	8	0,56	1,90	1,40	3,89	4020	O	x	Vergl.
9	9	0,20	1,97	1,40	3,89	4030	O	O	
10	10	0,63	1,94	1,40	3,89	4016	O	x	Vergl.
11	11	0,14	2,60	1,40	3,89	4025	O	O	
12	12	0,19	12,80	1,40	3,89	4016	x	O	Vergl.
13	13	0,21	2,10	1,40	3,89	4024	O	O	
14	14	0,22	2,80	1,40	3,89	4057	O	O	
15	15	0,29	1,60	1,40	3,89	4120	O	O	
16	16	0,59	1,60	1,40	3,89	4180	O	x	Vergl.
17	17	0,28	1,35	1,40	3,89	4160	O	O	
18	18	0,55	1,28	1,40	3,89	4230	O	x	Vergl.
19	19	0,22	1,01	1,40	3,89	4075	O	O	
20	20	0,45	1,24	1,40	3,89	4035	O	x	Vergl.
21	21	0,19	1,43	1,40	3,89	4078	O	O	
22	22	0,53	8,60	1,40	3,89	4035	x	x	Vergl.
23	23	0,21	1,34	1,40	3,89	4120	O	O	
24	24	0,22	1,94	1,40	3,89	4250	O	O	
25	25	0,21	1,70	1,40	2,77	--	x	--	Vergl.
26	26	0,19	1,57	1,50	4,03	4012	O	O	
27	27	0,21	1,67	1,70	4,28	4011	O	O	
28	28	0,38	1,80	1,90	4,50	4007	O	O	
29	29	1,50	1 ,60	2,10	4,70	3820	x	x	Vergl.
30	30	0,14	0,48	1,40	3,89	4022	O	O	
31	31	0,16	10,50	1,40	3,89	4015	x	O	Vergl.
32	32	0,15	1,91	1,40	3,89	3930	O	O	
33	33	0,22	2,20	1,40	3,89	4086	O	O	
34	34	0,23	2,40	1,40	3,89	4138	O	x	Vergl.
35	35	0,21	2,60	1,40	3,89	4098	O	O	
36	36	0,20	2,50	1,40	3,89	4129	O	x	Vergl.

Vergl.: Vergleichsbeispiel

[0064] Es ist Tabelle 2 entnehmbar, daß jene Proben, welche die in der vorliegenden Erfindung ausgewiesene Zusammensetzung aufweisen und die mit einer Geschwindigkeit von mehr als 5°C/s nach dem Gießen gekühlt wurden, einen Ferrit-Flächenanteil von weniger als 0,40% (in der Oberflächenschicht, bis zu einer Tiefe von 50 µm von der Oberfläche), eine Festigkeit von mehr als 4000 MPa, gutes Ziehvermögen und gute Beständigkeit gegen Rißbildung in der Längsrichtung aufweisen.

Beispiel 2

[0065] Ein Stahl mit der chemischen Zusammensetzung, die in der nachstehenden Tabelle 3 angegeben ist,

wurde zu einem Walzblock durch Vakuum-Induktionsschmelzen gegossen. Der Walzblock wurde mit einer Geschwindigkeit, dargestellt in Tabelle 3, abgekühlt. Der Walzblock wurde auf 1150°C erhitzt und dann so warmgewalzt, daß die Endtemperatur 1000°C war. Dem Warmwalzen folgte Luftkühlen für 12 s von 1000°C auf 850°C (bei einer Kühlgeschwindigkeit von 12,5°C/s). Es wurde ein Drahtstab von 5,5 mm Durchmesser erhalten. Dieser Drahtstab wurde zu einem Draht von 2,0–1,5 mm Durchmesser gezogen. Dieser Draht wurde anschließend Patentieren in einem Fluidbett, Beizen, Messingplattieren und schließlich Naßziehen unterzogen. Es wurde ein Stahldraht mit einem letztlichen Durchmesser, dargestellt in Tabelle 4, erhalten. (Im Fall des Bruches während des Ziehens ist der Durchmesser des Stahldrahts, der vor dem Bruch erhalten wurde, angegeben.) Der von dem Warmwalzen stammende Drahtstab wurde schließlich hinsichtlich des Gehalts an freiem Bor in der festen Lösung durch das vorstehend angeführte Verfahren geprüft. Die Ergebnisse sind in Tabelle 3 dargestellt.

[0066] Der Stahl Nr. 27 in Tabelle 3 wurde zu drei Arten Drahtstäben (jeweils 5,5 mm im Durchmesser) durch Warmwalzen unter den nachstehenden Bedingungen verarbeitet. Warmwalzen folgte Kühlen, wobei die Kühlzeit durch die Menge an Gebläseluft eingestellt wurde. Jeder Drahtstab wurde hinsichtlich der Menge an freiem Bor in fester Lösung geprüft. Die Drahtstäbe wurden zu Stahldrähten gezogen, die als Proben Nrn. 34 bis 36 in Tabelle 4 bezeichnet werden. Bedingungen des Warmwalzens:
Probe Nr. 34
SRT: 1100°C, FDT: 1000°C, T850: 40 s, B: 0,0002%
Probe Nr. 35
SRT: 1030°C, FDT: 1000°C, T850: 18 s, B: 0,0020%
Probe Nr. 36
SRT: 1000°C, FDT: 850°C, T850: 0 s, B: 0,000%
(SRT steht für Erhitzungstemperatur, FDT steht für Endtemperatur und T850 steht für die Zeit, die erforderlich ist, auf 850°C zu kühlen.)

[0067] Der Stahldraht wurde hinsichtlich der Bormenge in fester Lösung durch das vorstehend angeführte Verfahren und auch hinsichtlich der Ferritmenge in der Oberflächenschicht (S), wie in **Fig. 1** gezeigt, durch REM-Photographie der Struktur untersucht. Der Stahldraht wurde auch hinsichtlich Rißbildung in Längsrichtung (Delaminierung) durch den Verdrillungstest mit einem Probestück mit einer Länge von 40 mm geprüft. Verdrillen wurde 30-mal ausgeführt, bis das Prüfstück Rißbildung in Längsrichtung unterlag. Die Probe wurde als gut (O) angesehen, wenn sie durch Verdrillen (30-mal) nicht brach, und die Probe wurde als mangelhaft (x) angesehen, wenn sie durch Verdrillen (weniger als 30-mal) zerbrach. Der Stahldraht wurde hinsichtlich Zugfestigkeit geprüft. Das Ziehvermögen wurde durch die Beobachtung, ob der warmgewalzte Drahtstab (30 kg) vollständig zu einem Draht (0,2 mm im Durchmesser) ohne Bruch gezogen werden konnte oder nicht, bewertet. Die Ergebnisse sind in Tabelle 4 dargestellt. Die Probe wurde als mangelhaft (x) bezeichnet, wenn sie einmal oder mehrmals zerbrach. Im Fall häufigen Brechens wurde Ziehen durch Spleißen gebrochener Drähte fortgesetzt, bis der Enddurchmesser erreicht war. Im Fall häufigen Bruches wurde Ziehen ausgesetzt und der Verdrilltest wurde nicht ausgeführt. („Kein Test" ist ausgewiesen durch „--" in der Tabelle.) Die Markierung „-„ weist „nicht gemessen" in der Spalte für freies Bor in Tabelle 3 und in den Spalten von TS und freiem Bor in Tabelle 4 aus.

Tabelle 3

Stahl Nr.	Chemische Zusammensetzung (Gew.%), Rest ist im wesentlichen Fe								Bor (Gew%)	CR °C/s	Bemer-kung
	C	Si	Mn	B	N	Ti	Cr	Andere			
1	0,90	0,20	0,70	--	0,0030	--	--		--	5	Vergl.
2	0,90	0,20	0,40	--	0,0030	--	0,20		--	5	Vergl.
3	0,90	0,20	0,30	--	0,0030	--	1,00		--	5	Vergl.
4	0,62	0,20	0,40	0,0023	0,0040	--	--		0,0017	5	Vergl.
5	1,21	0,19	0,35	0,0020	0,0030	--	--		0,0015	5	Vergl.
6	0,92	0,08	0,40	0,0030	0,0048	--	0,21		0,0022	5	Vergl.
7	0,92	2,02	0,40	0,0025	0,0030	--	0,21		0,0020	5	Vergl.
8	0,90	0,20	0,18	0,0028	0,0048	--	0,30		0,0020	5	Vergl.
9	0,90	0,20	2,02	0,0020	0,0039	--	--		0,0015	5	Vergl.
10	0,90	0,20	0,43	0,0001	0,0040	--	0,20		--	5	Vergl.
11	0,90	0,20	0,43	0,0052	0,0040	--	0,20		0,0045	5	Vergl.
12	0,90	0,20	0,40	0,0020	0,0050	0,006	0,20		0,0010	5	Vergl.
13	0,90	0,19	0,35	0,0020	0,0050	0,004	--		0,0010	3	Vergl.
14	0,90	0,20	0,40	0,0020	0,0060	--	0,20		0,0009	3	Vergl.
15	0,90	0,20	0,40	0,0020	0,0040	--	0,20	Nb: 0,03	0,0010	3	Vergl.
16	0,90	0,20	0,40	0,0020	0,0040	--	0,20	V: 0,03	0,0011	3	Vergl.
17	0,91	0,22	0,41	0,0020	0,0040	--	--	Ni: 0,6	0,0011	3	Vergl.
18	0,90	0,20	0,40	0,0025	0,0040	--	--	Cu: 0,6	0,0015	3	Vergl.
19	0,65	0,21	0,45	0,0022	0,0045	--	--		0,0015	5	
20	1,20	0,18	0,29	0,0018	0,0045	--	--		0,0007	5	
21	0,92	0,10	0,35	0,0021	0,0040	--	0,19		0,0010	5	
22	0,92	2,00	0,38	0,0023	0,0043	--	0,20		0,0013	5	
23	0,91	0,18	0,20	0,0031	0,0050	--	0,22		0,0025	5	
24	0,91	0,18	2,00	0,0026	0,0040	--	--		0,0016	5	
25	0,90	0,20	0,45	0,0004	0,0045	--	0,21		0,0003	5	
26	0,90	0,20	0,45	0,0050	0,0045	--	0,21		0,0034	5	
27	0,95	0,18	0,38	0,0025	0,0038	0,005	--		0,0014	5	
28	0,89	0,19	0,42	0,0020	0,0050	--	--		0,0010	5	
29	1,10	0,18	0,43	0,0048	0,0035	--	0,21		0,0023	5	
30	0,93	0,25	0,38	0,0025	0,0040	--	--	Ni: 0,5	0,0014	5	
31	0,91	0,18	0,40	0,0039	0,0039	--	--	Nb: 0,03	0,0012	5	
32	0,90	0,20	0,38	0,0034	0,0040	--	--	V: 0,03	0,0011	5	
33	0,91	0,23	0,38	0,0030	0,0039	--	--	Cu: 0,5	0,0013	5	

CR : Kühlungsgeschwindigkeit (°C/s) nach Gießen; Vergl. : Vergleichsbeispiel

Tabelle 4

Probe Nr.	Stahl Nr.	Fertigziehen		TS (MPa)	Bor (Gew%)	Ferrit (Vol.%)	Bruch	Rißbildung	Bemerkung
		Durchmesser (mm)	tatsächliche Belastung						
1	1	0,20	34,89	3950	--	0,43	O	x	Vergl.
2	2	0,20	3,89	3970	--	0,42	O	O	Vergl.
3	3	0,20	3,89	4210	--	0,72	O	x	Vergl.
4	4	0,20	4,07	3672	0,0017	12,10	O	O	Vergl.
5	5	0,44	2,49	--	0,0015	0,24	x	--	Vergl.
6	6	0,20	4,07	3900	0,0022	0,33	O	O	Vergl.
7	7	0,20	3,82	--	0,0020	0,22	x	--	Vergl.
8	8	0,20	4,07	3922	0,0020	0,34	O	O	Vergl.
9	9	0,25	3,62	--	0,0015	0,33	O	x	Vergl.
10	10	0,20	4,07	4112	--	0,60	O	x	Vergl.
11	11	0,25	3,62	--	0,0045	0,10	x	--	Vergl.
12	12	0,25	3,62	--	0,0010	0,15	x	--	Vergl.
13	13	0,20	4,07	4112	0,0001	0,72	x	x	Vergl.
14	14	0,20	4,07	4241	0,0002	0,49	O	x	Vergl.
15	15	0,20	3,89	4159	0,0010	0,25	O	x	Vergl.
16	16	0,20	4,06	4101	0,0011	0,34	O	x	Vergl.
17	17	0,20	4,07	4131	0,0011	0,29	O	x	Vergl.
18	18	0,20	4,07	4112	0,0015	0,35	O	x	Vergl.
19	19	0,17	4,51	4078	0,0015	0,13	O	O	
20	20	0,20	3,82	4502	0,0007	0,24	O	O	
21	21	0,18	4,37	4427	0,0010	0,26	O	O	
22	22	0,18	4,37	4627	0,0013	0,30	O	O	
23	23	0,20	4,16	4211	0,0025	0,24	O	O	
24	24	0,20	4,07	4231	0,0016	0,15	O	O	
25	25	0,17	4,35	4373	0,0003	0,20	O	O	
26	26	0,17	4,39	4411	0,0034	0,10	O	O	
27	27	0,20	4,16	4289	0,0014	0,24	O	O	
28	28	0,20	4,16	4173	0,0010	0,24	O	O	
29	29	0,20	4,07	4520	0,0023	0,29	O	O	
30	30	0,19	4,38	4460	0,0014	0,31	O	O	
31	31	0,20	4,03	4146	0,0012	0,27	O	O	
32	32	0,20	4,07	4162	0,0011	0,22	O	O	
33	33	0,20	4,07	4131	0,0031	0,36	O	O	
34	27	0,20	4,07	4520	0,0002	0,56	O	x	Vergl.
35	27	0,20	4,07	4520	0,0013	0,27	O	O	
36	27	0,20	4,07	4520	0,0000	0,68	O	x	Vergl.

Vergl.: Vergleichsbeispiel, TS: Zugfestigkeit des Stahldrahts, Bor: Freies Bor in fester Lösung in Stahldraht, Ferrit: Menge an Ferrit in der Oberflächenschicht des Stahldrahts, Bruch: Bruch des Stahldrahts, Rißbildung: Rißbildung in Längsrichtung.

[0068] Es ist Tabelle 4 zu entnehmen, daß Proben Nrn. 1 bis 18, die aus Vergleichsstahl hergestellt wurden, in der Zugfestigkeit (weniger als 4000 MPa) meistens mangelhaft waren und während des Ziehens zum Bruch neigten.

[0069] Selbst wenn einige von ihnen bis zum letztlichen Durchmesser gezogen wurden, litten sie beim Verdrilltest unter Rißbildung in Längsrichtung. Es ist auch entnehmbar, daß Proben Nrn. 19 bis 32, die aus einem erfindungsgemäßen Stahl hergestellt wurden, auch bei einer tatsächlichen Belastung von mehr als 4,0 (mehr

als 4000 MPa) zufriedenstellend zu einem Draht gezogen werden können und eine hohe Zugfestigkeit ohne Delaminierung zeigen. Diese guten Eigenschaften sind auf die ausreichende Menge an freiem Bor in fester Lösung zurückzuführen, die die Menge an Ferrit in der Oberflächenschicht des Stahldrahts gering hält. (Ferrit ruft Rißbildung in Längsrichtung, die davon ausgeht, hervor.)

[0070] Proben Nrn. 34 und 36 unterlagen Delaminierung, auch wenn sie aus einem Stahl Nr. 27 gemäß der vorliegenden Erfindung hergestellt wurden. Die Delaminierung in Probe Nr. 34 ist auf die unzureichende Kühlung trotz hinreichender Endtemperatur zurückzuführen. (Die Zeit, die zum Kühlen auf 850°C erforderlich ist, war länger als die für die Erfindung ausgewiesene.) Delaminierung von Probe Nr. 36 erfolgt aufgrund der unzureichenden Menge an freiem Bor. (Die Endtemperatur war geringer als die in der Erfindung ausgewiesene.)

[0071] Der erfindungsgmäße, unlegierte Stahldraht wird so hergestellt, daß der Ferrit-Flächenanteil in der Oberflächenschicht, bis zu einer Tiefe von 50 µm von der Oberfläche geringer als 0,40% ist. Dies impliziert, daß die Menge an Ferrit, die für die Rißbildung in Längsrichtung verantwortlich ist, ausreichend gering gehalten wird. Daher weist der Stahldraht eine hohe Festigkeit auf und ist in der Beständigkeit gegen Rißbildung in Längsrichtung noch ausgezeichnet. Das erfindungsgemäße Stahlprodukt kann leicht zu einem unlegierten Stahldraht mit hoher Festigkeit und guter Beständigkeit gegen Rißbildung in Längsrichtung durch Verminderung in der Fläche und Patentieren in üblicher Weise verfertigt werden.

[0072] Das erfindungsgemäße Verfahren gestattet eine einfache Herstellung eines Stahlprodukts für den vorstehend genannten Stahldraht.

Patentansprüche

1. Unlegierter Stahldraht, umfassend 0,65–1,2 Gewichtsprozent C, 0,1–2,0 Gewichtsprozent Si, 0,2–2,0 Gewichtsprozent Mn und als Rest Fe sowie unvermeidbare Verunreinigungen, wobei das Gefüge als Hauptphase Perlit aufweist und der Flächenanteil an voreutektoidem Ferrit in der Oberflächenschicht bis zu einer Tiefe von 50 µm weniger als 0,40 % beträgt.

2. Unlegierter Stahldraht, umfassend 0,65–1,2 Gewichtsprozent C, 0,1–2,0 Gewichtsprozent Si, 0,2–2,0 Gewichtsprozent Mn, 0,0003–0,0050 Gewichtsprozent B, weniger als 0,030 Gewichtsprozent Ti, weniger als 0,0050 Gewichtsprozent N und als Rest Fe sowie unvermeidbare Verunreinigungen, wobei die Mengen von B, Ti und N der Gleichung (1) genügen,

$$0{,}03 \leq B/(Ti/3{,}43 - N) \leq 5{,}0 \quad (1),$$

wobei das Gefüge als Hauptphase Perlit aufweist und der Flächenanteil an voreutektoidem Ferrit in der Oberflächenschicht bis zu einer Tiefe von 50 µm weniger als 0,40 % beträgt.

3. Drahtstab für einen unlegierten Stahldraht nach Anspruch 2, umfassend 0,65–1,2 Gewichtsprozent C, 0,1–2,0 Gewichtsprozent Si, 0,2–2,0 Gewichtsprozent Mn, 0,0003–0,0050 Gewichtsprozent B, weniger als 0 030 Gewichtsprozent Ti, weniger als 0,0050 Gewichtsprozent N und als Rest Fe, sowie unvermeidbare Verunreinigungen, wobei die Mengen von B, Ti und N der Gleichung (1) genügen,

$$0{,}03 \leq B/(Ti/3{,}43 - N) \leq 5{,}0 \quad (1),$$

dadurch gekennzeichnet, daß der maximale Teilchendurchmesser von TiN-Einschlüssen geringer als 8,0 µm ist.

4. Verfahren zur Herstellung eines Drahtstabs nach Anspruch 3, wobei das Verfahren Gießen eines Stahls mit derselben chemischen Zusammensetzung wie in Anspruch 3 definiert, Kühlen des Gusses mit einer Geschwindigkeit von mehr als 5°C/s im Zeitraum vom Beginn des Gießens bis zum Abschluß der Erstarrung und Warmwalzen des erhaltenen Walzblocks umfaßt.

5. Unlegierter Stahldraht, umfassend 0,65–1,2 Gewichtsprozent C, 0,1–2,0 Gewichtsprozent Si, 0,2–2,0 Gewichtsprozent Mn, 0,0003–0,0050 Gewichtsprozent B, wobei B in fester Lösung mehr als 0,0003 Gewichtsprozent ausmacht, weniger als 0,0050 Gewichtsprozent N und als Rest Fe sowie unvermeidbare Verunreinigungen, wobei in dem Draht der Anteil an Ti auf 0–0,005 Gewichtsprozent begrenzt ist, wobei das Gefüge als Hauptphase Perlit aufweist und der Flächenanteil an voreutektoidem Ferrit in der Oberflächenschicht bis zu einer Tiefe von 50 µm weniger als 0,40 % beträgt.

6. Drahtstab für einen unlegierten Stahldraht nach Anspruch 5, umfassend 0,65–1,2 Gewichtsprozent C, 0,1–2,0 Gewichtsprozent Si, 0,2–2,0 Gewichtsprozent Mn, 0,0003–0,0050 Gewichtsprozent B, wobei B in fester Lösung mehr als 0,0003 Gemichtsprozent ausmacht, weniger als 0,0050 Gewichtsprozent N und als Rest Fe sowie unvermeidbare Verunreinigungen, wobei in dem Drahtstab der Anteil an Ti auf 0–0,005 Gewichtsprozent begrenzt ist.

7. Verfahren zur Herstellung eines Drahtstabs nach Anspruch 6, wobei das Verfahren Gießen eines Stahls, welcher 0,65–1 ,2 Gewichtsprozent C, 0,1–2,0 Gewichtsprozent Si, 0,2–2,0 Gewichtsprozent Mn, 0,0003–0,0050 Gewichtsprozent B, weniger als 0,0050 Gewichtsprozent N und als Rest Fe sowie unvermeidbare Verunreinigungen umfaßt, wobei der Anteil an Ti auf 0–0,005 Gewichtsprozent begrenzt ist, Kühlen des Gusses mit einer Geschwindigkeit von mehr als 5°C/s im Zeitraum vom Beginn des Gießens bis zum Abschluß der Erstarrung, wodurch ein Walzblock gebildet wird, Erhitzen des erhaltenen Walzblocks und Warmwalzen desselben derart, daß die Endtemperatur 900–1100°C beträgt, und Kühlen des warmgewalzten Produkts auf 850°C innerhalb von 30 Sekunden umfaßt.

Es folgen 2 Blatt Zeichnungen

Anhängende Zeichnungen

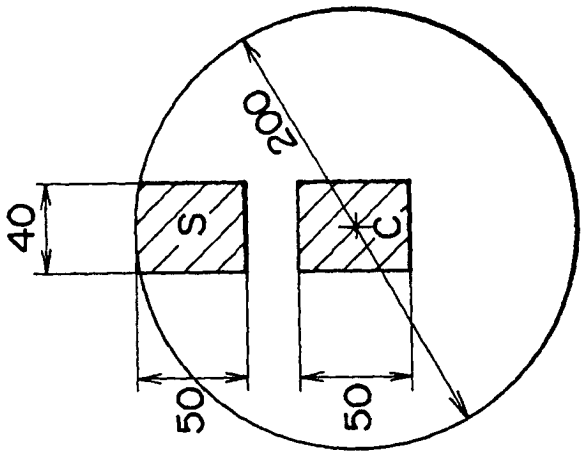
FIG. 1

(A) STAHL OHNE EINGEARBEITETES BOR

FERRITFLÄCHE (%)	
OBERFLÄCHENSCHICHT (S)	MITTELTEIL (C)
0,45	0,30

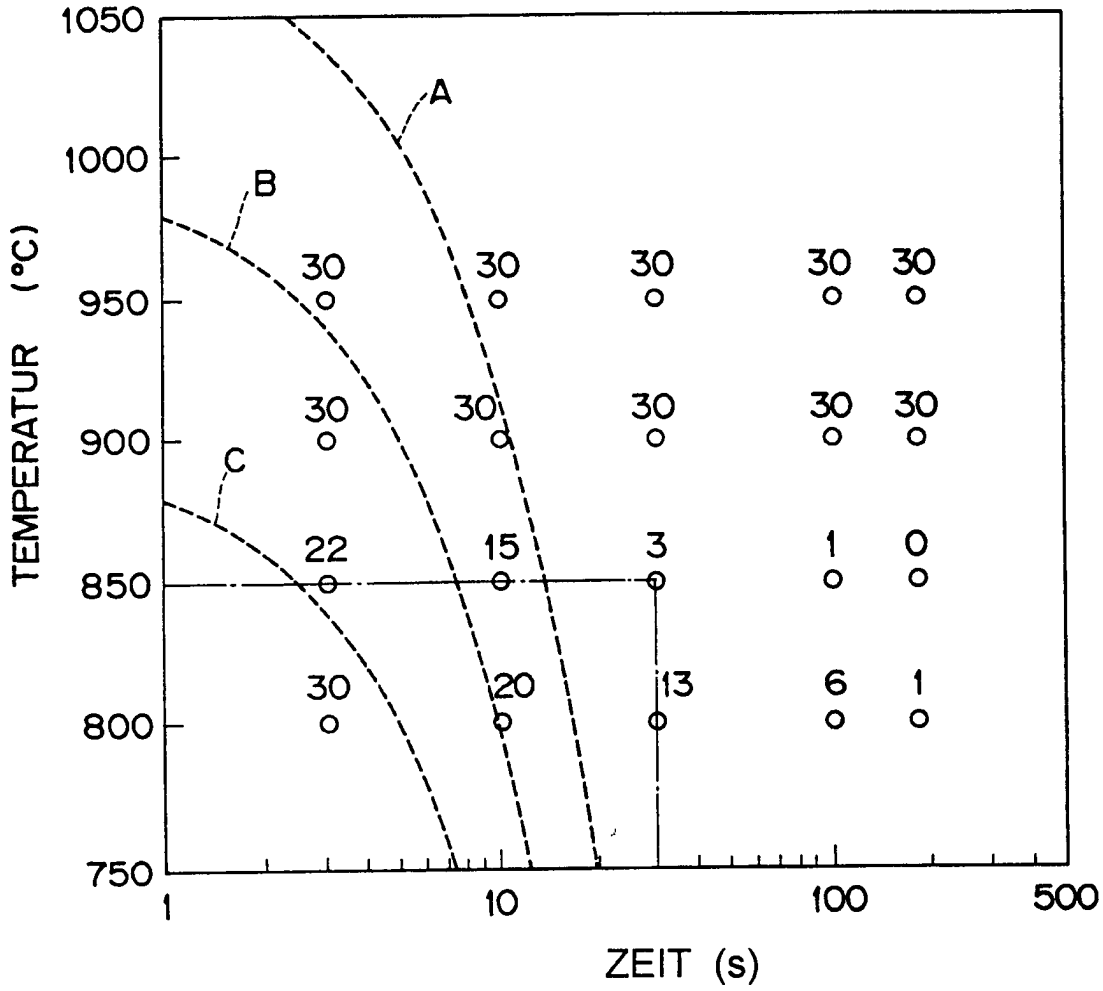
(B) STAHL MIT EINGEARBEITETEM BOR

FERRITFLÄCHE (%)	
OBERFLÄCHENSCHICHT (S)	MITTELTEIL (C)
0,14	0,22



FLÄCHE, AUF DER DIE MESSUNGEN AUSGEFÜHRT WERDEN (in µm)

FIG. 2


1050
1000
950
900
850
800
750
TEMPERATUR (°C)
A
B
C
30
30
30
30
30
30
30
30
30
30
30
22
15
3
1
0
30
20
13
6
1
1
10
100
500
ZEIT (s)