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

(10) **DE 697 36 020 T2** 2006.12.14

(12) # Übersetzung der europäischen Patentschrift

(97) **EP 1 273 672 B1**
(21) Deutsches Aktenzeichen: **697 36 020.2**
(96) Europäisches Aktenzeichen: **02 014 033.1**
(96) Europäischer Anmeldetag: **03.12.1997**
(97) Erstveröffentlichung durch das EPA: **08.01.2003**
(97) Veröffentlichungstag der Patenterteilung beim EPA: **31.05.2006**
(47) Veröffentlichungstag im Patentblatt: **14.12.2006**

(51) Int Cl.[8]: ***C22C 38/00*** (2006.01)
C22C 38/24 (2006.01)
C23C 8/32 (2006.01)
C23C 8/34 (2006.01)
C23C 8/26 (2006.01)
C23C 8/12 (2006.01)
C23C 8/22 (2006.01)

(30) Unionspriorität:
35415096 **17.12.1996** **JP**

(84) Benannte Vertragsstaaten:
DE, GB

(73) Patentinhaber:
Komatsu Ltd., Tokyo, JP

(74) Vertreter:
Viering, Jentschura & Partner, 80538 München

(72) Erfinder:
Takayama, Takemori, Hirakata-shi, Osaka 573, JP;
Hamasaka, Naoji, Hirakata-shi, Osaka 573, JP

(54) Bezeichnung: **Stahlteil mit hohem Oberflächendruckwiderstand und entsprechendes Herstellungsverfahren**

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

Technisches Gebiet

[0001] Die vorliegende Erfindung betrifft Stahlteile mit hohem Oberflächendruckwiderstand und deren Herstellverfahren. Die Stahlteile mit hohem Oberflächendruckwiderstand werden zweckmäßigerweise als Antriebsübertragungsteile verwendet, welche es erfordern, eine hohe Kontaktermüdungsfestigkeit und einen hohen Abriebwiderstand bzw. eine hohe Verschleißfestigkeit zu haben. Beispiele sind Wälzteile bzw. Rollteile (Zahnräder und Lager), die Laufringe eines Wälzteils und Nockenkomponenten.

Stand der Technik

[0002] Seit einigen Jahren verlangen mechanische Reduziergetriebe zunehmend nach einer hohen Antriebsübertragungsfähigkeit, um dem Trend nach hoher Ausgangsleistung, geringem Gewicht und Kompaktheit nachzukommen. Mehr Kompaktheit und höhere Oberflächendruckfestigkeit werden besonders bei Zahrädern und Lagern verlangt.

[0003] Hohe Kontaktermüdungsfestigkeit wird auch in Getrieben und Lagern verlangt, welche als Antriebsübertragungselemente in Automobilanwendungen und Baumaschinenanwendungen verwendet werden. Als eine Maßnahme zum Erhöhen einer Oberflächendruckfestigkeit wird zum Zweck der Oberflächenhärtung bei Zahnrädern eine Behandlung wie z.B. Aufkohlen oder Nitrieren häufig vorgesehen. Eine andere Maßnahme, wie z.B. der Zusatz von Mo zu Stahl, wird auch vorgenommen, um die Oberflächendruckfestigkeit zu erhöhen, wodurch die Härte der Oberfläche genauso wie der durch Tempern verursachte Erweichungswiderstand erhöht wird. Ein in den vergangenen Jahren häufig verwendetes Verfahren ist jenes, bei dem eine Aufkohlungs- oder Aufkohlungs-/Carbonitrierbehandlung auf Stahl angewendet wird, und bei dem dann Abschrecken und Stoßverformen durchgeführt wird, um die Oberflächenhärte signifikant zu erhöhen, während eine beträchtliche Druckrestspannung auf dem Stahl geschaffen wird.

[0004] Es ist von einem Verfahren berichtet worden, in dem durch Aufkohlung eine hochdichte Zementitphase auf der Stahloberfläche ausgeschieden wird, wodurch sich die Oberflächenhärte, der Tempererweichungswiderstand und dadurch die Oberflächendruckfestigkeit erhöht.

[0005] Es ist auch von der Entwicklung eines hochreinen Stahls berichtet worden, welcher entwickelt worden ist, um den Betrag an Einschlüssen zu reduzieren im Hinblick auf die Prävention der Kontaktermüdungszerstörung, welche bei als ein Startpunkt wirkenden Einschlüssen auftritt.

[0006] Wie oben erwähnt, ist ein Verfahren, bei dem eine erhöhte Oberflächendruckfestigkeit durch Aufkohlung von Stahl erreicht wird, dem Mo (Tempererweichungswiderstandselement) in einer größeren Menge als den konventionellen Stählen zugegeben worden ist, als ein Versuch bekannt, die Oberflächenhärte zu erhöhen und eine Härteabnahme aufgrund einer exothermen Reaktion zu begrenzen, welche durch sehr geringe Scherdeformation resultierend aus Reibung und Kontaktspannung (Hertzsche Pressung) verursacht wird, welche während der Wälzbewegung oder Gleitwälzbewegung auftreten. In der Praxis zeigt dieses Verfahren jedoch folgende Nachteile: Trotz Erhöhung des Temperaturerweichungswiderstandes nimmt mit zunehmender Kontaktspannung die Dicke eines auf der Kontaktoberfläche gebildeten Ölfilmes ab, was wegen der Degradation der Schmiereigenschaften eine signifikante Zunahme im Verschleiß zur Folge hat. Dies fördert ferner eine exotherme Reaktion und Kontaktspannung, welche eine Ursache für die Erzeugung der zerstörenden Scherspannung ist. Daher kann die gewünschte befriedigende Verbesserung in der Oberflächendruckfestigkeit nicht erwartet werden. Ferner hat der Zusatz großer Mengen eines Tempererweichungswiderstandserhöhungselementes wie z.B. Mo eine beträchtliche Zunahme in den Herstellkosten von Stahlwerkstoffen zur Folge.

[0007] Ein bekanntes Verfahren, bei dem eine intensive Stoßverformung auf die Oberfläche eines aufgekohlten Artikels aufgebracht wird, um die martensitische Umwandlung von Restaustenit zu erlauben, welcher in der Region existiert, welche sich von der äußersten Oberfläche bis zu einer Tiefe von etwa 200 μm unter die Oberfläche erstreckt, so dass eine höhere Oberflächenhärte und eine größere Druckrestspannung erreicht wird, wodurch die Oberflächendruckfestigkeit verbessert wird, ist aus folgenden Gründen nicht notwendigerweise vielseitig verwendbar. Durch Stöße auf eine Korngrenzenoxidationsschicht (Defektschicht), welche während der Aufkohlung erzeugt worden ist, werden mikroskopische Defekte erzeugt. Wenn der Stahlartikel im Anfangszustand des Wälzbetriebes ist, führen diese Defekte zu einer Abrieb-Span-Pulvererzeugung und Oberflächenrauhigkeit, was eine Zunahme in Abriebfaktoren zur Folge hat. Ein anderer Grund ist, dass im Falle von Zahnrädern ein Span in einem Zahn verantwortlich ist für den Aufbau deiner hohen Restspannung genauso wie für

die Präsenz von einer Druckrestspannung, welche einen Abbrechwiderstand ungünstig beeinflußt, und dadurch verursacht die Oberflächenrauhigkeit eine Zunahme in Verschleißfaktoren, was im Gegensatz dazu zu einer Abnahme in der Oberflächendruckfestigkeit führt.

[0008] Es gibt einen Fall, wo ein Zahnrad einer Hochkohlenstoffkarborierung oder Hochkonzentrationsaufkohlung ausgesetzt ist, in welcher durch Aufkohlung auf unterschiedliche Art eine hohe Zementit-Phasenkonzentration auf der Oberflächenschicht des Zahnrades ausgeschieden wird.

[0009] Es gibt auch einen Fall, wo die Härte einer Lageroberfläche im Wesentlichen durch den Effekt der Zementitausscheidung erhöht wird, ähnlich dem Fall des Lagerstahls wie z.B. SUJ2, in dem Zementit gekörnt und feinverteilt ist, während der Tempererweichungswiderstand durch den Effekt der Partikelverteilung verbessert ist. Wo eine hohe Zementitdichte durch den obigen Hochkohlenstoffkarborierprozess ausgeschieden wird, hat jedoch der ausgeschiedene Zementit eine große Abmessung, nämlich 5 bis 10 μm, so dass die Zementitagglomeration wahrscheinlich auftritt und extrem viele Ausscheidungen entlang Korngrenzen erscheinen. Als Folge davon wird der agglomerierte Zementit durch eine von Kontaktspannung erzeugte Scherkraft zerstört, welche Startpunkte bildet, von denen Oberflächendefekte auftreten. Wenn dieses Verfahren auf die Herstellung von Zahnrädern angewendet wird, nimmt die Festigkeit des Fußkreises ab.

[0010] Es hat Versuche gegeben, durch einen verbesserten Hochkohlenstoffaufkohlungsprozess oder durch die Wahl angemessener Legierungselemente für den Einsatz in Stahl Zementit zu verfeinern und die Zementitagglomeration zu verhindern. Z.B. offenbart die japanische Patentveröffentlichung (KOKAI) Schrift Nr. 4-160135 (1992) ein Verfahren, demgemäß die Konzentration von Cr auf 2 bis 8 Gew.-% erhöht ist, eines oder mehrere Elemente aus der Gruppe bestehend aus 0,5 bis 4 Gew.-% Ni, 0,01 bis 0,5 Gew.-% Nb, 0,1 bis 2 Gew.-% V, und 0,05 bis 1 Gew.-% Mo, hinzugefügt werden, und der Oberflächenkohlenstoffgehalt nach der Aufkohlung auf 2 Gew.-% oder mehr erhöht wird, wodurch die Carbide und Carbonitride von V und Cr mit 5 um oder weniger in der Region ausgeschieden werden, welche sich von der Oberfläche bis zu einer Tiefe von 150 μm unter die Oberfläche erstreckt. Dieses Verfahren ist jedoch teuer aufgrund des Zusatzes großer Mengen von Cr zum Zweck der Erleichterung der Zementitausscheidung während einer Karborierphase und wegen des Zusatzes von V zum Zweck der Eindämmung der Agglomeration/des Wachstums ausgeschiedenen Zementits. Zusätzlich verursacht die Konzentration von Cr, V, Mo, Mn und ähnlichem im ausgeschiedenen Zementit eine Abnahme in der Konzentration dieser Legierungselemente in der Austenithauptphase, was zur Bildung einer unvollkommen abgeschreckten Schicht aufgrund eines Mangels an Abschreckfähigkeit nach der Aufkohlung führt. Um die Bildung einer unvollkommen abgeschreckten Schicht zu vermeiden, wird Ni, welches sich in einem Carbid kaum konzentriert, hinzugefügt, und als Folge davon wird das Material teurer.

[0011] Die japanische Patentveröffentlichungsschrift (KOKAI) Nr. 8-120438 (1996) offenbart ein Verfahren und Material zum Eindämmen der Bildung einer in einem Abschreckprozess unvollkommen abgeschreckten Schicht, während weniger teure Legierungselemente verwendet werden. In dieser Veröffentlichung ist der Oberflächenkohlenstoffgehalt auf 1,5 Gew.-% oder weniger eingestellt, um das Wachstum und die Agglomeration von ausgeschiedenen Carbiden mit Korngrößen größer 5 μm zu vermeiden. Weil der optimale Kohlenstoffgehalt 1,5 Gew.-% oder weniger ist, ist der Betrag an ausgeschiedenen Carbiden ziemlich gering, d.h. ungefähr 7 Vol.-% oder weniger. Zusätzlich wird eindringender Stickstoff nicht wirksam in ausscheidenden Carbiden oder Carbonitriden verwendet, sondern ist hauptsächlich in der Austenithauptphase gelöst, um nur dazu verwendet zu werden, die Bildung einer unvollkommen abgeschreckten Schicht während des Abschreckens zu verhindern.

[0012] Das in der Veröffentlichung 8-120438 offenbarte Verfahren weist jedoch folgende Nachteile auf. Bei dem Verfahren wird kein großer Betrag eines Carbids (Zementits) wie bei dem konventionellen Hochkohlenstoffaufkohlungsprozess ausgeschieden. Daher kann bei diesem Verfahren keine verbesserte Oberflächendruckfestigkeit erwartet werden, welche zurückführbar ist auf Verbesserungen in Härte und in Tempererweichungswiderstand aufgrund eines großen Betrages der Zementitausscheidung. Das heißt, die Bildung einer unvollkommen abgeschreckten Schicht aufgrund der Konzentration eines großen Betrages abschreckfördernder Elemente wie z.B. Cr und Mo in Zementit und ein Mangel dieser in der Austenithauptphase konzentrierten Elemente wird auf Kosten eines geringen Betrages der Zementitausscheidung vermieden. Mit dieser Anordnung wird durch das Verfahren beabsichtigt, eine Balance zwischen der Oberflächendruckfestigkeit und einer Drehbiege-Ermüdungsfestigkeit zu schaffen, aber in der Realität ist es nicht möglich, eine zufriedenstellende Oberflächendruckfestigkeit sicherzustellen. Ein Verfahren ähnlich zu dem Verfahren in der obigen Veröffentlichung ist in der japanischen Patentveröffentlichungsschrift (KOKAI) Nr. 8-3720 offenbart. Gemäß Nr. 8-3720 wird ein großer Zementitbetrag ausgeschieden, wobei Ni, welches mit hoher Wahrscheinlichkeit Zementit ausscheidet und das Abschrecken fördert, und Mo, welches nicht in einem großen Ausmaß in Zementit sich kon-

zentriert und wirksam das Abschrecken fördert, in großen Beträgen hinzugefügt werden, um die Abschreckeigenschaften sicherzustellen.

[0013] Bei der Herstellung von Wellenstützprodukten wie z.B. Lager wird in vielen Fällen hochreiner Lagerstahl verwendet, um eine hohe Wälzlebensdauer sicherzustellen. Um einen solch reinen Stahl herzustellen, erfährt ein Stahlmaterial bei der Stahlverfeinerungsstufe eine hinreichende Entgasung und erfährt viele Stufen der Entschwefelung und Entphosphorierung mit speziellen Metallstücken, wodurch Einschlüsse wie z.B. Oxide, Nitride und Sulfide reduziert werden. Es ist berichtet worden, dass die Wälzlebensdauer etwa 10fach erhöht werden kann durch den Einsatz eines hochreinen Lagerstahls, in dem die Menge an Einschlüssen wie z.B. Oxiden und Sulfiden von 10 bis 20 μm reduziert ist. Niedrigkohlenstoffstahl für den Einsatz im Maschinenbau, welcher im allgemeinen bei der Produktion gewöhnlicher Zahnräder verwendet wird, stellt nicht hinreichende Reinheit sicher. Sogar wenn hochreiner Stahl für Maschinenbauanwendungen produziert werden könnte, wären ferner seine Produktionskosten extrem hoch. Daher verbleibt die Notwendigkeit zur Entwicklung einer wirtschaftlichen Technik, welche imstande ist, die Oberflächendruckfestigkeit zu verbessern, sogar dann, wenn ein Stahlwerkstoff mit dem gleichen Betrag an Einschlüssen wie bei dem derzeit hergestellten Werkstoff für Maschinenbauanwendungen verwendet wird.

[0014] Sogar wenn die in einem Stahl enthaltene Menge an Einschlüssen reduziert werden kann, neigt der Stahl dazu, beschädigt zu werden, und die Ermüdung beginnt von seiner Kontaktoberfläche aufgrund von im Schmieröl enthaltenem Staub, Abriebpulver und ähnlichem. Um Stahlteile mit hohem Oberflächendruckwiderstand bzw. mit hoher Oberflächendruckfestigkeit herzustellen, ist es erforderlich, eine Oberflächenverstärkungstechnik zu inkorporieren, um solcher Kontamination zu widerstehen.

[0015] Die JP-A-08 081 734 bezieht sich auf einen Stahl für eine Nitrier-Behandlung mit einer Zusammensetzung, welche als essentielle Komponenten 0,10 bis 0,40 Gew.-% C, ≤ 1,50 Gew.-% Mn, ≤ 2,00 Gew.-% Cr, 0,05 bis 0,60 Gew.-% V und 0,05 bis 1,00 Gew.-% Al enthält, wobei der Rest Fe mit unvermeidbaren Verunreinigungen ist, und wobei in der Eisen-Matrix feinkörniges VC dispergiert ist.

[0016] Die JP-A-05 070 925 offenbart einen niedrig legierten Stahl mit einer Zusammensetzung, welche 0,1 bis 0,3 Gew.-% C, < 0,15 Gew.-% Si, 0,30 bis 1,50 Gew.-% Mn, 0,30 bis 1,00 Gew.-% Cr, 0,10 bis 1,00 Gew.-% Mo und 0,05 bis 1,00 Gew.-% V enthält oder welche darüber hinaus eine oder mehr Arten von 0,02 bis 0,20 Gew.-% Nb und 0,01 bis 0,20 Gew.-% Ti enthält, wobei der Stahl als ein Rohmaterial einem Karbonitrieren unterworfen wird.

[0017] Die vorliegende Erfindung ist geschaffen worden, um die oben genannten Probleme zu lösen, und das primäre Ziel der Erfindung liegt somit darin, Stahlteile mit hohem Oberflächendruckwiderstand und ihre Herstellverfahren zu schaffen, wobei die Stahlteile den Trend nach hoher Festigkeit und Kompaktheit erfüllen, und geeignet sind für den Einsatz als Zahnräder, Nocken und Lager, von welchen verlangt wird, dass sie einen hohen Verschleißwiderstand und eine Festigkeit haben, um den Betriebsbedingungen bei der Wälzbewegung und der Gleitwälzbewegung zu widerstehen.

[0018] Die JP-A-06 017 224 offenbart Lager-Teile aus Stahl, aufweisend 0,3–0,5% C, 0,9–2% Si, 0,3–2% Mn, 2,5–5% Cr, 0,015–0,06% Al, 0,003–0,02% N und Fe als Restbetrag. Die Teile werden karbonitriert und gehärtet mittels Abschreckens, so dass die Oberflächenschicht 2–50 Vol.-% Karbonitrid mit einer durchschnittlichen Korngröße von ≤ 3 μm innerhalb einer Martensit-Matrix aufweist.

Offenbarung der Erfindung

[0019] Das obige Ziel kann von einem karbonitrierten oder einem aufgekohlten/karbonitrierten Stahlteil mit einem hohen Oberflächendruckwiderstand erreicht werden, welches die Merkmale des Anspruchs 1 aufweist.

[0020] Gemäß der Erfindung ist ein Verfahren zum Herstellen eines karbonitrierten oder aufgekohlten/karbonitrierten Stahlteils mit einem hohen Oberflächendruckwiderstand geschaffen, welches die Merkmale des Anspruchs 9 aufweist.

[0021] Weitere Ausführungsformen der Erfindung sind in den abhängigen Ansprüchen beschrieben.

[0022] Eines der Merkmale der Erfindung liegt darin, dass ein feines Nitrid und/oder feines Karbonitrid mit mindestens einer Durchschnittskorngröße von 0,3 μm oder weniger im Wesentlichen in einer Kontaktoberflächenstruktur dispergiert ist, so dass eine Multiphasenstruktur gebildet ist, welche ungeordnetes Martensit als

eine Hauptphase aufweist, wobei das Martensit durch das Nitrid und/oder Carbonitrid verglichen mit dem konventionellen Linsen-Martensit in viel feinere Stücke aufgeteilt ist. Zusätzlich wird bei der Erfindung ein Stahl verwendet, bei dem ein Carbid (Zementit) von 3 μm oder weniger verteilt ist, wodurch seine Oberfläche verstärkt wird, wobei 20 bis 80 Vol.-% Restaustenit als eine Strukturkomponente hinzugefügt wird, wodurch die Festigkeit verbessert wird, und wobei mindestens 0,3 bis 3 Gew.-% Al enthalten ist, wodurch ein Widerstand gegen Staub, welcher in einem Schmiermittel enthalten ist, und gegen Einschlüsse, welche in dem Stahl enthalten sind, verbessert wird.

[0023] Die Erfindung betrifft auch ein Herstellverfahren eines Teiles mit hohem Oberflächendruckwiderstand, wobei das Verfahren die Schritte aufweist: Aufkohlung, Carbonitrieren oder Aufkohlung/Carbonitrieren eines Stahlmaterials, um die Ausscheidung bzw. das Fällen/Ausfällen von extrem feinem AlN in einer Menge von 0,5 bis 4,5 Gew.-% (wenn dieser Betrag auf der Basis von Vol.-% dargestellt ist, ist die Zahl etwa 2,4 mal der Zahl, welche durch Gew.-% dargestellt ist) durch Einsatz von Stickstoff zu verursachen, welcher von der Oberfläche permeiert; Ausscheiden von Zementit mit einer Durchschnittskorngröße von 3 μm oder weniger in einem Betrag bis zu 30 Vol.-%; und Beginnen mit dem Abschrecken oder Abschrecken/Tempern von dem Temperaturbereich, bei dem die Hauptphase Austenit ist. Es ist zu beachten, dass die Eindringtiefe des Stickstoffs willkürlich eingestellt werden sollte, gemäß dem Abstand von der Oberfläche zu der Position, wo die maximale Scherbeanspruchung auftritt. Die maximale Scherbeanspruchung wird durch den maximalen Kontaktdruck (d.h. Hertzsche Kontaktpressung) erzeugt, welche auf die Wälzkontaktoberfläche eines produzierten Artikels ausgeübt wird. Im allgemeinen ist die Eindringtiefe von Stickstoff 1 mm oder weniger und stärker bevorzugt 0,5 mm oder weniger im Hinblick auf ein wirtschaftliches Auf kohlen/Carbonitrieren und wirtschaftliches Carbonitrieren.

[0024] Wie oben erwähnt zielen die meisten konventionellen Techniken auf hohe Härte und verbesserten Tempererweichungswiderstand. Die Struktur betreffend wird mit den konventionellen Techniken beabsichtigt, das Auftreten von Oberflächenausbrechungen, welche durch Kontaktspannung verursacht werden, zu vermeiden. Somit bleibt noch das gemeinsame Problem, dass der einmal aufgetretene Oberflächenriss nicht am Ausbreiten gehindert werden kann.

[0025] Mit der Erfindung wird nicht nur beabsichtigt, den Stand der Technik dahingehend zu verbessern, dass das Auftreten eines Oberflächenrisses vermieden wird, sondern es wird auch, vom Standpunkt der Histologie aus gesehen, ein sehr wichtiger Vorgang zum Verzögern einer Ausbreitung eines Risses, nachdem er an der Oberfläche aufgetreten ist, berücksichtigt. Nach Beobachtung der Rissausbreitungslinie hat man festgestellt, dass die Rissausbreitung entlang linsenförmigen Martensits oder leistenförmigen Martensits ein wichtiger Faktor für die Entwicklung eines Verstärkungsmechanismus ist, abgesehen von Rissausbreitung entlang von Materialdefekten (die Defekte weisen auf: Einschlüsse und Carbidaggregationen, welche in einem Material enthalten sind; eine Korngrenzenoxidationsschicht, welche bei der Aufkohlung oder Aufkohlung/Carbonitrierung gebildet wird; große Zementitpartikel und ihre Aggregationen; eine unvollkommen abgeschreckte Schicht, welche während des Abschreckens gebildet wird; vorherige Austenitkorngrenzen, welche durch Segregation oder Abschreckbrüche entstanden sind). Ein linsenförmiger Martensitpartikel in einer gewöhnlichen aufgekohlten und abgeschreckten Struktur ist vergleichsweise groß, d.h. etwa wenige μm bis zig μm, und Restaustenitpartikel geringer Härte sind um ein Martensitpartikel herum angeordnet, wobei eine Situation verursacht wird, in welcher es wahrscheinlich ist, dass eine Spannung konzentriert wird. Daher wird das Verfeinern von Martensit als wichtig betrachtet. Jedoch, sogar wenn Austenitkristallkörner verfeinert werden mit der Absicht, Martensit zu verfeinern (welches eine gewöhnlich durchgeführte Maßnahme ist), ist die Größe des Martensits nach dem Verfeinern auf etwa wenige μm begrenzt, und somit hat man festgestellt, dass diese Maßnahme als eine verbesserte Verstärkungsmaßnahme unbefriedigend ist. Gemäß der Erfindung ist 1 bis 15 Vol.-% eines Nitrids und/oder Carbonitrids, welche die Form von Kugeln, Stäben oder Nadeln einnehmen und wobei die meisten Partikel eine Größe von 0,1 μm oder weniger aufweisen, so in hoher Konzentration verteilt, dass sie in die Martensitpartikel eindringen, wodurch die Breite eines Martensitpartikels auf etwa 1 μm oder weniger beträchtlich reduziert werden kann. Aufgrund der Präsenz eines Nitrids und/oder Carbonitrids, welche als ein Hindernis dienen, sind die Martensitpartikel gebogen oder gekrümmt, wobei sie sich strukturell von einer einfachen linsenförmigen Konfiguration in eine feine ungeordnete Konfiguration ändern. Durch die Erfindung wird somit ein Rissausbreitungswiderstand aufgebracht. Die obige Anordnung hat auch einen Effekt auf die feine Dispersion des Restaustenits, welcher um die Martensitpartikel verteilt ist. Wenn ferner ein Teil des Restaustenits eine Martensitumwandlung aufgrund von Kontaktspannung erfährt, wird er in extrem feinen, ungeordneten Martensit gebildet. Es ist vorstellbar, dass eine solche Umwandlung die Wirkung hat, eine substantielle Abnahme in der Spannungskonzentration zu verursachen, welche auftritt, wenn große linsenförmige Martensitpartikel miteinander kollidieren. Eine solche Umwandlung schwächt auch die Konzentration von Zugrestspannung in Restaustenit ab, welcher um den linsenförmigen Martensit existiert, was möglicherweise die Wirkung hat, dass

eine Rissausbreitung entlang des Martensits verhindert wird.

[0026] Als die verteilte Substanz ist eine ausgeschiedene Substanz erforderlich, welche viel feiner ist als der vorher offenbarte Zementit (es ist zu beachten, wie in Fotografie 1 gezeigt (später beschrieben), dass das Verfeinern von Martensit kaum durch Zementitausscheidung erreicht wird). Daher wird durch die Erfindung ermöglicht, hauptsächlich ein feines Aluminiumnitrid durch Carbonitrieren auszuscheiden. Das Aluminiumnitrid hat die folgenden Charakteristiken. Es hat sehr kleine Festkörperlöslichkeit bezüglich der Austenithauptphase. Das Aluminiumnitrid hat eine geringere freie Energie als Zementit zum Bilden einer verteilten Substanz aus der Hauptphase (d.h., dass das Aluminiumnitrid dauerhafter ausgeschieden werden kann als Zementit). Außerdem reagiert es nicht mit ursprünglich im Stahl enthaltenem Kohlenstoff, um ein Carbid zu bilden. Es hat eine Ausscheidegeschwindigkeit, welche viel kleiner als die Wachstumsgeschwindigkeit des Zementits ist, welcher zur gleichen Zeit zu wachsen beginnt, wenn die Aluminiumnitridausscheidung beginnt. Das Ausscheiden des Aluminiumnitrids ist kein Faktor, welcher die Abschreckcharakteristiken von Stahl im Wesentlichen beeinträchtigt.

[0027] Die Kontaktoberfläche eines Teils, welches einer Gleitwälzbewegung ausgesetzt ist, wird nicht nur durch Risse auf der Oberfläche und in dessen Umgebung beschädigt, sondern auch durch Verschleiß und Festfressen an der äußersten Oberfläche. Es ist möglich, die aus dem Stand der Technik bekannte Technik mit der oben beschriebenen Merkmalskombination der Erfindung zu kombinieren, um Oberflächenfestigkeit und Verschleißwiderstand zu verbessern. Z.B. kann Zementit mit einer Größe von wenigen µm in hoher Konzentration durch Aufkohlen verteilt werden, um eine hohe Oberflächenhärte sicherzustellen.

[0028] Die oben beschriebene Aufkohlungs-/Carbonitrierbehandlung wird in Fällen durchgeführt, wo die Kohlenstoffkonzentration eines Stahls in einem frühen Zustand niedrig ist wie bei einsatzgehärtetem Stahl. Andererseits, im Falle von Kohlenstoffstahl mit einem Kohlenstoffgehalt, welcher so hoch ist wie bei Lagerstahl, kann eine befriedigende Verbesserung in der Oberflächendruckfestigkeit sichergestellt werden, indem ein Nitrid nur durch Carbonitrieren bei 800 bis 850°C in einer Atmosphäre, in welcher eine Entkohlung nicht auftritt, ausgeschieden wird. Es ist ersichtlich, dass, obwohl ein Lagerstahl wie z.B. SUJ2 eine Struktur hat, in welcher granulierter Zementit mit einer Durchschnittskorngröße von 0,3 bis 1,0 um in einer Menge von etwa 1 bis 2,5 Vol.-% verteilt ist, die Konfiguration des Martensits in der abgeschreckten Struktur linsenförmig ist, und daher kann die Verbesserung, wie sie durch die Martensitkonfiguration gemäß der Erfindung erreicht wird, nicht mit der obigen Menge und der Größe des granulierten Zementits erzielt werden.

[0029] Im Hinblick auf die Tatsache, dass die strukturelle Umwandlung, welche in der vorher offenbarten Technik beschrieben ist (japanische Patentveröffentlichungsnummer (KOKAI) 8-120438) im Wesentlichen äquivalent zu jener eines Lagerstahls wie z.B. SUJ2 im Hinblick auf die Größe und den Betrag des ausgeschiedenen Zementits ist, ist es vorstellbar, dass die in dieser Veröffentlichung vorgestellte Martensithauptphase ein linsenförmiger Martensit ist. Der in der Veröffentlichungsnummer 8-120438 offenbarte Stahl unterscheidet sich von Lagerstahl im Zusatz von V, aber V hat aus folgendem Gründen keinen starken Einfluss auf die Konfiguration der Martensithauptphase. V kann in einem Betrag bis zu etwa 0,28 Gew.-% bei einer aufgekohlten Oberfläche bei einer Temperatur von 930°C (Aufkohlungstemperatur) gelöst werden. VC scheidet sich nicht in einer substantiellen Menge aus, aber das meiste V ist in Zementit gelöst. In einem Fall, wo Vanadium in einem Betrag von 1 Gew.-% hinzugefügt wird, welches der in der Veröffentlichung offenbarte Maximalbetrag ist, wird schon etwa 0,5 Gew.-% Vanadium als ein VC Spezialcarbid in Stahlwerkstoff ausgeschieden, wobei 0,28 Gew.-% V in Austenit gelöst sind, und der verbleibende Betrag (d.h. 0,22 Gew.-%) des V vermutlich als ein feines Carbid während des Aufkohlungsprozesses ausgeschieden wird. Der Ausscheidebetrag eines VC ist etwa 0,25 Vol.-%, welches sehr wenig ist im Vergleich zum Ausscheidebetrag des Zementits, wie er in der Ausführungsform der Erfindung offenbart ist.

[0030] Als eine Maßnahme zum Senken der Spannungskonzentration, welche auftritt, wenn die Einschlüsse des Stahls oder von Staub, welcher in einem Schmiermittel enthalten ist, sich verhaken, wird die bekannte Technik, mit der der Betrag des Restaustenits eingestellt wird, mit der oben beschriebenen Technik der Erfindung kombiniert. Im Hinblick auf die Tatsache, dass, nach dem Auf kohlen/Carbonitrieren und Abschrecken mit der Folge, dass der Restaustenitbetrag an der Oberflächenschicht auf 10 bis 15 Vol.-% reduziert ist, die Zeit bis zur Walzengrübchenbildung des Stahls abnimmt, wenn eine Stoßverformung auf den Stahl gemäß der Erfindung, wie später beschrieben, aufgebracht wird, wird der Betrag des Restaustenits bei 20 Vol.-% oder mehr etabliert, und die Obergrenze des Restaustenits wird im allgemeinen bei 80 Vol.-% etabliert. Wenn der Betrag des Restaustenits 80 Vol.-% oder mehr beträgt, nimmt der Verschleißwiderstand ab. Es ist zu beachten, dass der bevorzugte Betrag des Restaustenits bei 20 bis 60 Vol.-% ist.

[0031] Die quantitative Steuerung des Restaustenits wird durch Steuerung des Kohlenstoffgehaltes und Stickstoffgehaltes während des Aufkohlens/Carbonitrierens oder Carbonitrierens durchgeführt. Zusätzlich zur quantitativen Steuerung wird eine mechanische Druckbehandlung auf die Oberfläche aufgebracht, wie z.B. Stöße oder Walzen oder eine thermische Behandlung, wie z.B. eine Behandlung unter 0°C, um die Restaustenitphase in Martensit zu transformieren, und eine letzte Einstellung wird im Hinblick auf die Optimierung der Stahloberflächenhärte durchgeführt.

[0032] Um ein feines Nitrid und/oder Carbonitrid innerhalb der oben beschriebenen Multiphasenstruktur zu erreichen, wird der Betrag von Al bei 0,3 bis 3,0 Gew.-% eingestellt, und der Betrag von N, welcher in der Oberfläche enthalten ist, wird im allgemeinen bei 0,4 bis 2,5 Gew.-% eingestellt. Wenn man die Beziehung mit dem Al-Gehalt (später beschrieben) berücksichtigt, ist der bevorzugte Stickstoffgehalt 0,7 bis 1,7 Gew.-%.

[0033] Es konnte bestätigt werden, dass mit Al in einem Gehalt von 0,3 Gew.-% oder mehr der oben beschriebene Verfeinerungseffekt auf Martensit wie auch eine Verbesserung in der Oberflächendruckfestigkeit erzielt werden kann. Die Obergrenze des Aluminiumbetrages ist nicht strikt begrenzt, sondern ist im allgemeinen 3 Gew.-% oder mehr und bevorzugt 0,5 bis 2 Gew.-% im Hinblick auf die Tatsache, dass die Zugabe von Aluminium in Beträgen von 4 Gew.-% oder mehr eine Ausscheidung einer Ferritphase in der Innenstruktur des Stahls des Hoch-Oberflächendruckwiderstands-Teiles verursacht und die Verarbeitbarkeit des Werkstoffs beeinträchtigt.

[0034] Obgleich der Nitridverteileffekt, welcher bei der Zugabe von Al beobachtet wird, durch Zugabe von V erwartet werden kann, ist der substantielle Betrag von V, welcher wirksam in der Nitridverteilung ist, 0,2 Gew.-% oder weniger, welcher nicht den gleichen Effekt erreichen kann, wie er bei der Zugabe von Al erzielt wird. Der erfindungsgemäße Stahl kann eingestellt werden, so dass er ein Carbid (Zementit) enthält, welches aus seiner Oberfläche hin einen Betrag bis zu etwa 30 Vol.-% ausgeschieden ist, um ferner den Verschleißwiderstand und den Tempererweichungswiderstand zu verbessern, und der erfindungsgemäße Stahl kann eingestellt werden, dass er 0,5 bis 5 Gew.-% Cr und/oder 0,2 bis 1 Gew.-% V enthält, um die durchschnittliche Korngröße des ausgeschiedenen Zementits auf 3 μm oder weniger einzustellen, wodurch die Abnahme der Ermüdungsfestigkeit aufgrund der Carbiddispersion verhindert wird. Es wird besonders bevorzugt, diese Einstellungen in Kombination mit der Zugabe von Al vorzunehmen.

[0035] In Fällen, wo der Hauptzweck der Zugabe von V nicht die Ausscheidung eines Nitrids, sondern die Verfeinerung des auf der Oberfläche vorhandenen Zementits ist, ist die Obergrenze des V wenige Gew.-% unter der Voraussetzung, dass eine Hochtemperaturaufkohlung bei 1100°C (dies ist eine normale Temperatur) durchgeführt wird. Werden die Kosten mitberücksichtigt, wird bei der Erfindung die Obergrenze für V bei 2 Gew.-% eingestellt.

[0036] Es ist bekannt, dass ein Aluminiumnitrid und/oder Aluminiumcarbonitrid auf der äußersten Oberfläche sehr fein ausgeschieden wird, und seine Korngröße nimmt im Wesentlichen im Verhältnis zur Tiefe einer Region von der Oberfläche zu. In der Praxis ist, wenn Stickstoff bei einer Temperatur von 900°C oder weniger permeiert, die durchschnittliche Korngröße 0,3 μm oder weniger in der Region, welche sich von der Oberfläche bis zu einer Tiefe von 0,5 mm unter der Oberfläche erstreckt. Im allgemeinen ist eine Scherspannung, welche durch Kontaktspannung erzeugt wird, in vielen Fällen in der Region maximal, welche sich von der Kontaktoberfläche zu einer Tiefe von 0,5 mm unter der Oberfläche erstreckt, und daher gibt es kein Problem. Für das feine Dispergieren des ausgeschiedenen Aluminiumnitrids und/oder Aluminiumcarbonitrids ist es bedeutend, eine niedrige Temperatur während der Stickstoffpermeation zu setzen. Um die Abschreckcharakteristiken des Stahls sicherzustellen, ist die Temperatur, bei der Stickstoff permeiert, bevorzugt 800 bis 850°C.

[0037] Aus der obigen Beschreibung ist ersichtlich, dass ein Tempererweichungswiderstand deutlich durch Martensit verbessert werden kann, in welchem ein extrem feines Aluminiumnitrid und/oder Aluminiumcarbonitrid dicht verteilt ist, und die Verbesserung des Tempererweichungswiderstandes führt zu einer Verbesserung in der Oberflächendruckfestigkeit.

[0038] Martensit wird durch das feine Aluminiumnitrid und/oder Aluminiumcarbonitrid so unterteilt, dass es eine Kornlänge von etwa 1 μm in der Umgebung der äußersten Oberfläche hat. Von einem solchen Martensit wird angenommen, dass er einen signifikanten Effekt dahingehend bewirkt, einen Riss aufgrund von Ermüdung in der Oberflächenregion zu verhindern.

[0039] Die Kohlenstoffkonzentration des Stahls an seiner Oberfläche während des Aufkohlens/Carbonitrierens und/oder Carbonitrierens wird bei mindestens 0,6 Gew.-% oder mehr eingestellt, um eine Oberflächen-

härte zu erzielen, während die Stickstoffkonzentration bei 0,4 Gew.-% oder mehr eingestellt wird, um den Betrag an Restaustenit auf 20 Vol.-% oder mehr einzustellen. Die Obergrenze des Stickstoffgehaltes darf variieren gemäß dem maximalen Wert der Aluminiumkonzentration und wird auf 2,5 Gew.-% oder weniger eingestellt, um den Betrag an Restaustenit auf seinen maximalen Wert einzustellen, d.h. bei 80 Vol-.%. Der bevorzugte Stickstoffgehalt ist 0,7 bis 1,7 Gew.-%, wenn der oben beschriebene Bereich des Aluminiumgehaltes berücksichtigt wird. Die Zementitausscheidung nimmt zu, wenn der Kohlenstoffgehalt zunimmt, nachdem der Kohlenstoffgehalt 1,1 Gew.-% überschritten hat. Die durchschnittliche Korngröße des Zementits sollte 3 μm nicht übersteigen, um die Zementitagglomeration zu verhindern, wodurch die Abnahme der Festigkeit im Hinblick auf Walzengrübchenbildung und Drehbiegeermüdungsfestigkeit verhindert wird und der Betrag an Zementitausscheidung bei welchem Zementit die Korngröße 3 μm nicht übersteigt, ist etwa 30 Vol.-%. Um den Betrag an Zementitausscheidung auf 30 Vol.-% einzustellen, wird die Obergrenze des Kohlenstoffgehaltes bei 3 Gew.-% etabliert. Es ist zu berücksichtigen, dass, wenn der Kohlenstoffgehalt 3 Gew.-% oder mehr beträgt, es schwierig wird, die Agglomeration von Zementitpartikeln sogar bei Zusatz von Cr und V zu verhindern, und als Folge davon kann die Abnahme der Biegeermüdungsfestigkeit und der Grübchenbildungsfestigkeit nicht wirksam verhindert werden.

[0040] Für eine feine Zementitausscheidung ist es erforderlich, Cr in einem Betrag von 0,5 Gew.-% oder mehr hinzuzufügen. Ein Hinzufügen von V in einer Höhe von 0,2 Gew.-% oder mehr in Kombination mit einer Cr-Zugabe ist wirksamer aufgrund des Einflusses des Legierungselementes auf die Korngröße des Zementits, welcher in der Austenithauptphase ausgeschieden wird. Insbesondere macht ein Legierungselement, welches sich mit hoher Wahrscheinlichkeit im Zementit bei der Ausscheidungstemperatur konzentriert, den Zementit feiner (d.h. wenn sich ein Legierungselement mit höherer Wahrscheinlichkeit in Zementit konzentriert, macht es die Durchschnittskorngröße des Zementits kleiner, wobei der Distributionskoeffizient KM des Legierungselementes zunimmt, wobei der Distributionskoeffizient KM = die Konzentration eines Legierungselementes in Zementit/die Konzentration eines Legierungselementes in der Austenithauptphase). Von den Legierungselementen, welche in gewöhnlichem Stahl für Maschinenbauanwendungen verwendet werden, haben Cr und V einen großen Distributionskoeffizienten, und daher haben sie eine starke Wirkung bei der Verfeinerung von Zementit. (Gemäß der Untersuchung, welche von den Erfindern durchgeführt wurde, ist bei einer Temperatur von 900°C der Distributionskoeffizient KCr von Cr 6,4, der Distributionskoeffizient KV von V ist 12,3, der Distributionskoeffizient KMn von Mn ist 2,1, der Distributionskoeffizient KMo von Mo ist 3,5, und der Distributionskoeffizient KNi von Ni ist 0,22.) Al hat eine kleine Festkörperlöslichkeit im Hinblick auf Zementit und wird daher nicht wirksam für das Verfeinern von Zementit. Jedoch übt Al einen Verfeinerungseffekt aus, obgleich dieser klein ist, weil Al vom Zementit während des Wachstums von Zementitpartikeln stark ausgetrieben wird. Daher, in Fällen, wo ein großer Betrag von Al hinzugefügt wird, wie bei der Erfindung, wirkt es effektiv. Eine Zemetitausscheidung in einem Betrag von 30 Vol.-% erlaubt es Aluminium, sich in der Austenithauptphase signifikant zu konzentrieren, wobei die Reaktion von Aluminium und permeiertem Stickstoff gefördert wird, so dass ein Aluminiumnitrid und/oder Aluminiumcarbonitrid ausgeschieden wird. Demgemäß können die synergistischen Effekte von Zementitausscheidung und Aluminiumausscheidung erwartet werden. Die Obergrenze des Betrages von Cr ist 5 Gew.-% oder weniger im Hinblick auf die Balance zwischen Abschreckcharakteristiken und Kosten.

[0041] Der Stahl für Maschinenbauanwendungen, welcher bei der Erfindung vorgesehen ist, enthält Al als ein essentielles Element und enthält ferner V und/oder Cr. Um Festigkeit im Kern des Teils mit hohem Oberflächendruckwiderstand zu erzielen, sollten andere Elemente in den folgenden Bereichen hinzugefügt werden.

[0042] C ist ein essentielles Element, um dem Kern die gewünschte Festigkeit zu geben. Im allgemeinen braucht Stahlwerkstoff für Zahnräder eine Kohlenstoffkonzentration von etwa 0,1 bis 0,5 Gew.-%. Lagerstahl, dem als fertiges Produkt keine Aufkohlungsbehandlung zugefügt wird, enthält im allgemeinen Kohlenstoff in einer Menge bis zu 1,2 Gew.-% und wird einer Weichglühbehandlung unterzogen. Wenn der Kohlenstoffgehalt 1,2 Gew.-% übersteigt, wird die Zementitagglomeration durch Weichglühen von Zementit gefördert, so dass die gewünschte Wälzlebensdauer nicht erwartet werden kann. Aus diesen Gründen wird der Kohlenstoffgehalt des bei der Erfindung verwendeten Stahlwerkstoffes vorzugsweise bei 0,1 bis 1,2 Gew.-% etabliert. Im allgemeinen wird Si unvermeidbar als ein gewöhnliches Element in einer Menge von 0,2 Gew.-% verwendet. Si wird auch konventionell als ein Element zum Erhöhen des Tempererweichungswiderstandes verwendet, und in einem solchen Fall ist die Menge von Si 1 Gew.-% oder weniger. Von Si kann man erwarten, dass ein Martensitverfeinerungseffekt beim Carbonitrieren geschaffen wird, wie bei Al, aber Si fördert Korngrenzenoxidation und verursacht Variationen bei Aufkohlungscharakteristiken. Daher ist der Betrag von Si vorzugsweise auf 1 Gew.-% oder weniger begrenzt.

[0043] Mn, Ni und Mo spielen jeweils eine bedeutende Rolle im Hinblick auf die Abschreckcharakteristiken, welche nach der Aufkohlung/Carbonitrierung und/oder Carbonitrierung erzielt werden. Für die Erfindung wird

bevorzugt, diese in Mengen innerhalb der Bereiche, welche bei Stahl für Maschinenbauanwendungen üblich sind, zu verwenden. (Z.B.: Mn = 0,1 bis 1,5 Gew.-%; N = 0 bis 4 Gew.-%; Mo = 0 bis 1,0 Gew.-%; Spuren von Bor).

[0044] Nb, Ti und Zr werden in geringen Mengen hinzugefügt, um die Kristallkörner des Stahlwerkstoffes zu verfeinern. Bei der Erfindung wird bevorzugt, diese innerhalb des üblichen Bereichs zu verwenden. Dabei wird erwartet, dass sie als ein Nitrid-bildendes Element wie Al wirken, wobei sie zur Ausscheidung eines feinen Nitrids beitragen. Jedoch sind sie, wenn sie in Stahlwerkstoff enthalten sind, in hohem Maße reaktionsfreudig mit Kohlenstoff, so dass sie sich vor der Aufkohlung/Carbonitrierung und/oder Carbonitrierung in großen Beträgen ausscheiden. Daher ist es erforderlich, dass sie in großen Beträgen zugefügt werden, um in Reaktion mit permeierendem Stickstoff ein Nitrid auszuscheiden, wobei ihre Zufuhr in großen Beträgen mit hohen Kosten verbunden ist. Werden diese Fakten berücksichtigt, so ist bei der Erfindung ihr Einsatz für das Verfeinern der Kristallkörner von Stahl begrenzt, und ihre Beträge sind daher auf den Bereich von 0 bis 0,1 Gew.-% begrenzt.

[0045] Ca, S und Pb werden gewöhnlich hinzugefügt, um die Bearbeitbarkeit zu verbessern. Um eine verbesserte Bearbeitbarkeit zu erreichen, werden diese Elemente vorzugsweise gemäß ihrer Anwendungszwecke im Hinblick auf das Ziel der Erfindung eingestellt, d.h. im Hinblick auf verbesserte Oberflächendruckfestigkeit.

[0046] Wie oben beschrieben, wird der Oberflächenkohlenstoffgehalt und der Oberflächenstickstoffgehalt von Stahl durch Aufkohlung/Carbonitrieren und/oder Carbonitrieren gesteuert, wodurch der Betrag von Restaustenit, welcher nach dem Abschrecken in einer Region nahe der Oberflächenschicht verbleibt, fest eingestellt wird. Es ist auch möglich, den Betrag an Restaustenit durch ein physikalisches oder thermisches Mittel einzustellen, wie z.B. mit der oben beschriebenen Stoßverformung oder der Behandlung unter 0°C. Die Wälzlebensdauer von Stahl mit Restaustenit, dessen Betrag auf 10 Vol.-% oder weniger durch Stoßverformen bzw. Strahlverfestigen reduziert worden ist, tendiert dazu, signifikant zu variieren (der Betrag an Restaustenit wurde durch eine Röntgenstrahlanalyse, welche von der Oberflächenschicht vorgenommen wurde, erzielt). Es wurde auch beobachtet, dass die Oberflächendruckfestigkeit von Stahl dazu tendiert, durch die Anwesenheit von Restaustenit in einem Betrag von 20 Vol.-% oder mehr stabil zu sein. Wenn 80% von Restaustenit vorhanden ist, nimmt der Verschleiß an der Wälzoberfläche in einem solchen Maße zu, dass die Wälzoberfläche vor Erreichen der Wälzlebensdauer verschlissen ist, und die Oberflächenhärte des Stahls nimmt beträchtlich ab. Daher ist der bevorzugte Betrag an Restaustenit 20 bis 60 Vol.-% in der Region, welche sich von der äußersten Oberfläche bis zu einer Tiefe von 50 µm unter der Oberfläche erstreckt, und 20 bis 80 Vol.-% in der Region, welche sich von der Oberfläche bis zu einer Tiefe von 0,5 mm erstreckt.

[0047] Die Aufkohlungs-, Aufkohlungs-/Carbonitrier und/oder Carbonitrierbehandlung gemäß der Erfindung wird auf folgende Art durchgeführt. Nachdem die Aufkohlung zunächst bei 900°C durchgeführt worden ist, wird die Temperatur auf etwa 850°C abgesenkt. Dann wird eine Carbonitrieratmosphäre mit Ammoniakgas etabliert, welches zusätzlich eingelassen wird, und das Carbonitrieren wird ohne Entkohlung oder Aufkohlung durchgeführt. Eine alternative Behandlung ist die folgende. Nachdem die Aufkohlung bei einer hohen Temperatur im Bereich zwischen 930°C bis 1100°C durchgeführt worden ist, um einen Oberflächen-Kohlenstoffgehalt von 1,1 Gew.-% bis etwa 2 Gew.-% zu erzielen, wird die Temperatur einmal auf A_1-Punkt Temperatur oder weniger abgesenkt, und die Struktur wird zu Bainit, Martensit oder Perlit geändert. Dann wird der Stahl wieder auf A_1-Punkt Temperatur oder mehr erwärmt, und während sich bei einer Temperatur von 900°C oder weniger fein granuliertes Zementit ausscheidet oder dispergiert, permeiert Kohlenstoff und/oder Stickstoff diffusiv in der Aufkohlungs/Carbonitrieratmosphäre oder in der Carbonitrieratmosphäre.

[0048] Mit diesem Verfahren wird der Kohlenstoffgehalt des resultierenden Stahls auf bis zu 3 Gew.-% und der Stickstoffgehalt auf bis zu 2,5 Gew.-% hergestellt, womit der Betrag an Zementit 30 Vol.-% nicht übersteigt.

[0049] Das Auf kohlen/Carbonitrieren und/oder Carbonitrieren gemäß der Erfindung ist nicht auf eine besondere Methode begrenzt. Die gewöhnliche Gas-Aufkohlungs-/Carbonitrier- oder Gas-Carbonitrierbehandlung kann verwendet werden. Alternativ kann vorgesehen werden, dass ein Auf kohlen/Carbonitrieren oder Carbonitrieren unter einer reduzierten Gasatmosphäre oder einer Plasmaatmosphäre durchgeführt wird. In allen Fällen kann die Prozesszeit so eingestellt werden, dass die oben geschriebenen Aufkohlungs-/Carbonitrier- oder Carbonitrierbedingungen erfüllt werden.

[0050] Bei der Erfindung werden extrem feine Nitride in der Wälzoberflächenschicht eines Zahnrades oder Lagers im Aufkohlungs-/Carbonitrier- und/oder Carbonitrierprozess dicht dispergiert ausgeschieden, indem nitridbildende Elemente wie z.B. Al und V wirksam zugefügt werden. In dem nachfolgenden Abschreckprozess wird ungeordneter, nadelförmiger Martensit, welcher durch das ausgeschiedene Nitrid oder Carbonitrid fein un-

terteilt ist, in der Hauptphase gebildet, so dass das Auftreten und Ausbreiten von einem Riss aufgrund Ermüdung in der Nähe der Oberfläche begrenzt ist, wenn der resultierende Artikel in Wälzbetrieb ist. Demgemäß kann die Oberflächendruckfestigkeit des Teiles zum Einsatz in Hochoberflächendruck-Anwendungen erheblich erhöht werden.

[0051] Zusätzlich wird ein Nitrid und/oder Carbonitrid, welches Al als eine Hauptkomponente erhält, als die dispergierende Substanz zum wirksamen Unterteilen und Verfeinern des linsenförmigen Martensits verwendet. Durch den Einsatz von Al kann die Ausscheidung extrem verfeinert werden. Al ist nicht mit Kohlenstoff reaktionsfreudig, welches ursprünglich im Stahl enthalten ist, und im Wesentlichen kann sein gesamter Betrag wirksam verwendet werden, um die Ausscheidung in der Reaktion während des Aufkohlungs-/Carbonitrier- und/oder Carbonitrierprozesses zu bilden. Zusätzlich zum Dispergiereffekt des Aluminiumnitrides und/der Aluminiumcarbonitrids kann die Oberflächendruckfestigkeit zunehmend verbessert werden, während die Abnahme der Ermüdungsfestigkeit verhindert wird, indem Cr und V zum Stahlwerkstoff hinzugefügt werden, um dispergierend einen großen Betrag an feinem Zementit mit einer Größe von 3 μm oder weniger an der Oberfläche des Materials auszuscheiden.

[0052] Nach dem oben geschriebenen Aufkohlungs-/Carbonitrier- und/oder Carbonitrierprozess wird ein Ölabschrecken oder Wasserabschrecken durchgeführt, um den Aufkohlungs-Carbonitrier-/Carbonitrierteil so zu härten, dass eine harte Schicht, in welcher Martensit durch ein extrem feines ausgeschiedenes Aluminiumnitrid und/oder Aluminiumcarbonitrid verfeinert ist, gebildet werden kann, und der resultierende Teil hat sehr guten Grübchenbildungswiderstand. Das Abschrecken beginnt vorzugsweise bei einer Temperatur, welche gleich oder höher ist als die A_1-Punkt-Umwandlungstemperatur des Stahls. Alternativ dazu wird das Abschrecken durchgeführt, indem bis zu einer Temperatur gleich oder höher als die A_1-Punkt-Temperatur wieder erhitzt wird nach dem Abkühlen auf eine Temperatur unterhalb der A_1-Punkt Temperatur. Im Falle des erfindungsgemäßen Stahles in welchem ein Aluminiumnitrid ausgeschieden wird, können die Kristallkerne der Carbonitridschicht einfach verfeinert werden, so dass sie eine Durchschnittskorngröße von etwa 5 μm oder weniger haben, indem das Wiedererwärmungsabschrecken durchgeführt wird, und dies ist mit einer Verbesserung in der Drehbiege-Ermüdungsfestigkeit verbunden.

Kurzbeschreibung der Zeichnung

[0053] Fig. 1 zeigt eine Seitenansicht einer Probe eines Stahlteils mit hohem Oberflächendruckwiderstand gemäß einer Ausführungsform der Erfindung, wobei die Probe für Drehbiegetests verwendet wird.

[0054] **Fig.** 2a und 2b sind Seitenansichten von Proben von jeweils einer kleinen Walze und einer großen Walze, wobei diese Proben gemäß der Ausführungsform vorbereitet sind und für Wälzgrübchenbildungstests verwendet werden.

[0055] Fig. 3 zeigt eine erläuternde Ansicht einer Aufkohlungs/Carbonitrierbehandlung gemäß der Ausführungsform, in welcher kein Zementit in einer Aufkohlungsphase ausgeschieden wird.

[0056] Fig. 4 zeigt eine erläuternde Ansicht einer Aufkohlungs/Carbonitrierbehandlung gemäß der Ausführungsform in welcher Zementit in einer Aufkohlungsphase ausgeschieden wird.

[0057] Fig. 5 zeigt ein Verfahrensdiagramm einer Carbonitrierbehandlung gemäß der Ausführungsform.

[0058] Fig. 6 zeigt die Ergebnisse von Tests zum Ermitteln der Zeit bis zur Grübchenbildung von kleinen Walzen, nachdem sie der Aufkohlungs-/Carbonitrierbehandlung gemäß der Ausführungsform unterzogen wurden, in welcher kein Zementit in der Aufkohlungsphase ausgeschieden wird.

[0059] Fig. 7 zeigt Photographien, welche zum Vergleich die metallographischen Strukturen der Probe Nr. 6 (gemäß der Ausführungsform vorbereitet) und Probe Nr. 11 in Regionen in der Umgebung ihrer jeweiligen Oberflächen zeigen.

[0060] Fig. 8 zeigt Photographien mit hoher Vergrößerung, welche die metallographischen Strukturen von Proben Nr. 6 und 11 in den Regionen zeigt, welche sich von ihren jeweiligen äußersten Oberflächen bis zu einer Tiefe von 100 μm erstrecken.

[0061] Fig. 9 zeigt Photographien der metallographischen Strukturen der Proben Nr. 6 und 11 an der Oberfläche, wobei die Ergebnisse einer Stickstoffanalyse mittels EPMA gezeigt werden.

[0062] Fig. 10 zeigt die Zeit bis zur Grübchenbildung von Walzen an ihren carbonitrierten Oberflächen, welche durch Abschrecken, nachfolgend zur Aufkohlungs-/Carbonitrierbehandlung der Ausführungsform, gebildet werden.

[0063] Fig. 11 zeigt die Zeit bis zur Grübchenbildung von kleinen Walzen, nachdem sie der Aufkohlungs-/Carbonitrierbehandlung der Ausführungsform unterzogen worden sind, in welcher Zementit in der Aufkohlungsphase ausgeschieden ist.

[0064] Fig. 12 zeigt die Dreh-Biege-Ermüdungsfestigkeit der Proben, nachdem sie der thermischen Behandlung der Aufkohlungs/Carbonitrierbehandlung der Ausführungsform unterzogen worden sind, in welcher kein Zementit in der Aufkohlungsphase ausgeschieden ist.

[0065] Fig. 13 zeigt die Ermüdungsfestigkeit der Dreh-Biege-Testproben, an welche Stoßverformung, nachfolgend zur thermischen Behandlung der Aufkohlungs-/Carbonitrierbehandlung der Ausführungsform aufgebracht worden ist, in welchen kein Zementit in der Aufkohlungsphase ausgeschieden ist.

[0066] Bester Modus zur Durchführung der Erfindung Mit Bezug auf die Zeichnung werden Stahlteile mit hohem Oberflächendruckwiderstand und Verfahren zu deren Herstellung gemäß der bevorzugten Ausführungsformen der Erfindung erklärt.

[0067] Tabelle 1 zeigt die Zusammensetzungen von Stählen, welche gemäß der Erfindung vorbereitet wurden, und Stählen, welche zu Vergleichszwecken vorbereitet wurden. Der Kohlenstoffgehalt dieser Proben ist im Bereich zwischen 0,2 Gew.-% bis 1,1 Gew.-%. Ein Kohlenstoffgehalt von 0,2 Gew.-% wird oft bei der Herstellung von einsatzgehärtetem Stahl für Zahnräder und ähnliches verwendet, während ein Kohlenstoffgehalt von 1,1 Gew. oft bei der Herstellung von Durchschnittskohlenstoffstahl und SUJ2 verwendet wird, welcher ein repräsentatives Beispiel für Lagerstahl ist. Die Proben mit den Nummern 1 bis 8 sind mit der Absicht vorbereitet, die Effekte der Zugabe von Al und V zu prüfen. Mit diesen Proben wurde der Dispersionseffekt von einem Aluminium und/oder Aluminiumcarbonitrid geprüft. Außerdem wurde der Kombinationseffekt von Dispersion feinen Zementits und Dispersion eines Aluminiumnitrids und/oder Aluminiumcarbonitrids geprüft. Die Proben 9 bis 12 sind jeweils Durchschnittskohlenstoffstähle, SNCM420H, 420H und SUJ2, und als Vergleichsbeispiele vorbereitet.

Tabelle 1:

Legierungs-Zusammensetzungen der Probe-Stähle

		C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	Al	
Für einen Vgl. vorbereitete Materialien	No. 1	0.55	0.24	0.75	0.47				0.52	
Materialien, welche gemäß der Erfindung vorbereitet wurden	No. 2 *	0.2	0.22	0.75	1.02		0.15	0.42	0.031 *	
	No. 3 *	0.21	0.07	1.04	2.85			0.2	0.03 *	
	No. 4	0.22	0.08	1.01	2.81			0.2	1.01	
	No. 5	0.23	0.21	0.53	1.01		0.2		0.31	
	No. 6	0.21	0.22	0.51	1.01		0.21		1.02	
	No. 7	0.35	0.09	1.25	1		0.19		2.53	
	No. 8	1.04	0.27	0.48	1.51				0.75	
	No. 9	0.56	0.25	0.76	0.51				0.031	
	No. 10	0.21	0.28	0.52	0.62	1.89	0.22			0.05Nb
	No. 11	0.22	0.26	0.76	1.03		0.19		0.029	
	No. 12	1.02	0.28	0.5	1.47					

* außerhalb der Erfindung

[0068] Nach dem Gießen wurden diese Stahlproben einem Heißschmieden und einem Beruhigen unterzogen und dann in Proben für Drehbiegetests und kleine Walzenproben für Walzengrübchenbildungstest, wie in den Fig. 1 und 2 gezeigt, geformt. Zum Vorbereiten großer Walzen für Walzengrübchenbildungstest wurde SUJ2 abgeschreckt und so getempert, dass er eine Härte von HRC 64 aufweist. Bei der vorliegenden Ausführungsform werden Aufkohlungs-/Carbonitrier- und Carbonitrierbehandlungen durch die in den Fig. 3, Fig. 4 und Fig. 5 abgebildeten Verfahren durchgeführt. Während der Aufkohlungs/Carbonitrier- und Carbonitrier-Behand-

lungen wird das Kohlenstoffpotential Cp durch Steuern der CO_2-Gaskonzentration des Aufkohlungsgases eingestellt und das Stickstoffpotential Np wird durch Steuern der Strömungsrate von Ammoniak eingestellt.

[0069] Fig. 3 zeigt eine Aufkohlungs-/Carbonitrierbehandlung, in welcher das Auf kohlen bei 930°C durchgeführt wird, während Cp auf 0,8 Gew.-% eingestellt wird, und dann wird Carbonitrieren bei 850°C durchgeführt. Diese Behandlung wird vorgesehen, um so Zementit während der Aufkohlungsphase nicht auszuscheiden und um so Aluminiumnitride während der Carbonitrierphase auszuscheiden. Wenn jedoch Stähle, welche Cr in Beträgen von 1 Gew.-% oder mehr enthalten, verwendet werden, gibt es einige Fälle, wo ein kleiner Betrag von Zementit ausgeschieden wird. Der Grund dafür ist, dass, wenn Cp gesteuert wird, die Schwierigkeit der Steuerung des Prozentsatzes (0,25) von CO_2 in RX-Gas (Aufkohlungsgas) vermieden wird. Aber bei einer solchen Zementitausscheidung besteht kein Problem, die substantiellen Effekte der Aluminiumzugaben zu erreichen.

[0070] Fig. 4 zeigt einen Prozess, bei dem Cp auf 1,4 Gew.-% gesetzt ist, und die Ausscheidung von Zementit wird vor allem während der Aufkohlungsphase gefördert, und zur gleichen Zeit wird die Ausscheidung eines Aluminiumnitrids durch das Carbonitrieren bei 850°C gefördert.

[0071] Fig. 5 zeigt einen Prozess, in dem Carbonitrieren bei einer Temperatur von 850°C mit den Proben Nr. 8 und 12 durchgeführt wird, welche einen Kohlenstoffgehalt aufweisen, welcher so hoch ist wie Hochkohlenstofflagerstahl. Es ist zu beachten, dass die Temperbehandlungen, welchen die Proben unterzogen wurden, alle bei einer Temperatur von 160°C für 2 Stunden durchgeführt wurden.

[0072] Alle Proben durchliefen ein Carbonitrieren bei 850°C, um eine Stickstoffeindringtiefe von etwa 0,2 mm aufzuweisen.

[0073] Nach der thermischen Behandlung wurden die Kohlenstoff- und Stickstoffkonzentrationen der Oberflächenschicht jeder Probe durch Analysieren des Probenabschnittes zu geeigneter Zeit mittels EPMA (Röntgenstrahlen-Mikroanalysator) erzielt, welcher analytische Kurven verwendete. Ein Aluminiumnitrid und/oder Aluminiumcarbonitrid, welche in der Schicht nahe der Oberfläche ausgeschieden sind, und die Martensitstruktur wurden beobachtet, wobei ein optisches Mikroskop und ein Rasterelektronenmikroskop verwendet wurden. Die Beträge des Restaustenits und der Restspannung in jeder Probe an einer Position nahe der Oberflächenschicht wurden gemessen, nachdem die Oberfläche elektrolytisch poliert wurde.

[0074] Ein Walzengrübchenbildungstest wurde unter den folgenden Bedingungen durchgeführt. Jede kleine Walzenprobe, in **Fig.** 2 dargestellt, wurde gegen eine große Walze, welche aus SUJ2 gemacht ist, gepresst, und die Oberflächendruckfestigkeit der kleine Walzenprobe wurde unter den Bedingungen evaluiert, d.h. eine Umdrehungsgeschwindigkeit von 1050 U/min, eine Schlupfrate von 40% und ein Oberflächendruck, welcher passend innerhalb des Bereiches von 250 bis 375 kg/mm^2 variiert wurde.

[0075] Die Zeit bis zur Grübchenbildung von jeder kleinen Walze wurde auf der Basis der Anzahl von Umdrehungen evaluiert, bis genau ein Grübchenbildungseffekt in der kleine Walze erzeugt wurde. Wenn bei den Walzengrübchenbildungstest keine Grübchenbildung bis zu einer Umdrehungszahl von 20–30 × 10^6 gefunden worden ist, wurden anschließend keine weiteren Umdrehungen mehr durchgeführt. Die Biege-Ermüdungsfestigkeit jeder kleine Walze wurde mit einer Umdrehungsgeschwindigkeit von 3600 U/min evaluiert, und die Grenze der Umdrehungszahl war 20 × 10^6.

[0076] In Fig. 6 ist die Zeit bis zur Grübchenbildung jeder kleinen Walzenprobe dargestellt, welche unter den in Fig. 3 gezeigt Bedingungen aufgekohlt und carbonitriert wurde. Die untere Grenze der Variation bis zur Grübchenbildung ist repräsentiert durch die gestrichelte Line in Fig. 6 auf der Basis der Grübchenbildungszeit der Proben Nr. 9 bis 11, welche im wesentlichen kein Al enthalten. Aus den Proben Nr. 1, 4, 5, 6, 7 und 8, welche Al in Mengen von 0,3 Gew.-% oder mehr enthalten, ist ersichtlich, das die Zeit bis zur Grübchenbildung zunimmt, wenn die Beträge von Al zunehmen. Besonders die Proben Nr. 4 und 6, welche Al in Mengen von etwas 1 Gew.-% enthalten, zeigten eine so hohe Oberflächendruckfestigkeit, dass in den meisten Proben sogar bei einer Hertzschen Flächenpressung von 375 kg/mm^2, welches der maximale Oberflächendruck ist, welcher in dieser Ausführungsform aufgebracht wurde, keine Grübchenbildung erzeugt wurde. Der signifikante Effekt einer Aluminiumzugabe kann sogar in Probe Nr. 5 zugestanden werden, welche 0,31 Gew.-% Al enthält. Die Probe Nr. 7, welche 2,53 Gew.-% Al enthält, zeigt aus folgenden Gründen eine kürzere Zeit bis zur Grübchenbildung als die Proben Nr. 4 und 6. Während die Proben Nr. 4 und 6 eine Stickstoffcarbonitriertiefe von 0,2 mm haben, hat die Probe Nr. 7, welche unter den in Fig. 3 gezeigten Bedingungen hergestellt wurde, eine geringere Permeationstiefe, welche innerhalb des Bereiches von 0,05 bis 0,12 mm variiert, weil die Aufkohlungszeit für diese Probe ungenügend war. Die Grübchenbildungszeit der Probe Nr. 7 kann werden, indem die

Aufkohlungszeit bei 850°C verlängert wird. In Probe Nr. 2, welche im wesentlichen kein Al enthält, aber 0,42 Gew.-% V enthält, kann der Effekt der Zugabe von V in geringen Maße zugestanden werden, aber dieser Effekt ist nicht signifikant im Vergleich zu dem Effekt der Aluminiumzugabe. Aus der Tatsache, dass die Probe Nr. 7, welche 2,85 Gew.-% Cr enthält, in der Grübchenbildungszeit nicht verbessert wurde, ist ersichtlich, dass der Effekt der Zugabe von Cr nicht wichtig ist, und Cr reagiert nicht mit permeierendem Stickstoff unter den Aufkohlungs-/Carbonitrierbedingungen der Erfindung, in welcher Zementit nicht aktiv ausgeschieden wird.

[0077] Zum Vergleich zeigt Fig. 7 die metallographischen Strukturen der Proben 6 und 11 bei Regionen nahe ihrer jeweiligen Oberflächen. Probe Nr. 6 ist ein repräsentativer Stahl, welcher Al enthält, wobei Probe Nr. 11 ihr Vergleichsmaterial ist. Wie aus Fig. 7 ersichtlich, wird in der Region nahe der äußersten Oberfläche in Probe Nr. 6 extrem feiner Martensit ausgeschieden und die Durchschnittslänge der Martensitpartikel ist etwa 1 μm oder weniger. Der Martensit der Probe Nr. 6, welcher mit einem optischen Mikroskop als nadelförmiger Martensit beobachtet wird, ist aus Verknüpfungen solch extrem feiner Martensitpartikel zusammengesetzt, und demgemäß unterscheidet er sich in der strukturellen Konfiguration des Matensits deutlich von seinem Vergleichsmaterial. Fig. 8 zeigt eine Photographie mit hoher Vergrößerung, welche die metallographischen Strukturen der Proben Nr. 6 und 11 bei den Regionen zeigt, welche sich von den jeweiligen äußersten Oberflächen bis zu einer Tiefe von 100 μm unter den Oberflächen erstrecken. Aus Fig. 8 ist ersichtlich, dass das Martensit der Probe Nr. 6 ein gleichförmig dispergiertes Aluminiumnitrid mit einer Durchschnittskorngröße von 0,3 μm oder weniger aufweist, und dass der Martensit durch das feine Aluminiumnitrid und/oder Aluminiumcarbonitrid in Stücke fein unterteilt ist mit einer Breite von etwa 1 μm oder weniger, wobei der Martensit eine ungeordnete Martensitkonfiguration bildet. Obgleich ein kleiner Betrag von Zementit mit einer Korngröße von etwa 0,1 bis 0,2 μm in dem Vergleichsmaterial der Probe Nr. 11 ausgeschieden ist, ist die Martensitstruktur dieses Materials im wesentlichen linsenförmiger Martensit mit signifikanter Linearität. Offensichtlich hat die Dispersion von Zementit mit der obigen Größe nicht den Effekt, dass Martensit verfeinert wird. Mit Probe Nr. 6 lässt sich beobachten, dass, abgesehen von feinen Granulatpartikeln, ein beträchtlicher Betrag von Aluminiumnitrid und/oder Aluminiumcarbonitridpartikeln mit einer Faser (stangenförmig) auf der Oberfläche ausgeschieden ist, und der Durchmesser dieser Nitridpartikel und/oder Carbonitrid ist 0,3 μm oder weniger. Eines der Merkmale der Erfindung hat seine Ursache in einer solchen kurzfaserartigen Ausscheidungsform, welche Verstärkungseffekte hat.

[0078] In Fig. 9 sind Photographien der metallographischen Strukturen der Oberflächen von den Proben Nr. 6 und 11 gezeigt, welche das Ergebnis einer Stickstoffanalyse mittels EPMA zeigt. Die Stickstoffkonzentrationen der Proben Nr. 6 und 11 sind jeweils 1,2 Gew.-% und 0,7 Gew.-%. Obgleich die Oberflächenkonzentrationen der Proben gemäß Aluminiumkonzentrationen stark variieren, ist der zu Aluminiumnitrid geänderte Stickstoff im wesentlichen gleich mit dem Betrag des Stickstoffs, welcher aus der stöchiometrischen Zusammensetzung von Aluminiumnitrid berechnet wird, unter der Voraussetzung, dass Aluminium, welches zugefügt wurden ist, vollständig zu Aluminiumnitrid geändert worden ist. Probe Nr. 6 enthält den gewünschten Betrag an Kohlenstoff.

[0079] Durch die Röntgenstrahlanalyse ist bestätigt worden, dass die Beträge von Restaustenit an den jeweiligen Oberflächenschichten der Proben Nr. 6 und 11 im Wesentlichen im Bereich zwischen 40 bis 60 Vol.-% liegen. Wenn der Betrag an Restaustenit in der Region, welche sich von der äußersten Oberfläche bis zu einer Tiefe von 20 μm erstreckt, betrachtet wird, übersteigt die Probe Nr. 6, welche Aluminium enthält, die Probe Nr. 11 mit einem Betrag von etwa 12 Vol.-%. Als Ganzes betrachtet ist der Betrag von Restaustenit in einer abgeschreckten Struktur nach dem Aufkohlungs/Carbonitrierprozess sehr abhängig von den Betrag des permeierten Stickstoffs, und es ist bestätigt wurden, dass alle Proben, welche gemäß der Ausführungsform vorbereitet wurden, Stickstoff in Mengen von 30 Vol.-% oder mehr enthalten.

[0080] Um den Einfluss eines carbonitrierten Oberflächenabschnittes, welcher durch Abschrecken nach dem Aufkohlungs/Carbonitrierprozess erzeugt worden ist, auf die Walzengrübchenbildungszeit von Stahl zu beobachten, wurde die Region, welche sich von der Oberfläche bis zu einer Tiefe von 0,1 mm erstreckt, und die Region, welche sich von der Oberfläche bis zu einer Tiefe von 0,15 mm erstreckt, jeweils von dem carbonitrierten Abschnitt (0,2 mm) der Probe Nr. 6 entfernt, welche dem Aufkohlungs-/Carbonitrierprozess unterzogen worden war, und die Grübchenbildung wurde geprüft. Fig. 10 zeigt das Grübchenbildungsresultat. Ferner wurde auf die Oberflächenschicht der Probe Nr. 6 mit einer Bogenhöhe von 0,9 ein Stoßverformen ausgeübt, wodurch der Betrag von Restaustenit an der Oberfläche bis auf etwa 14% reduziert wurde. Das Ergebnis der Grübchenbildung dieses Falls ist auch in Fig. 10 gezeigt.

[0081] Es hat sich gezeigt, dass, wenn die Abtragsmenge der Carbonitrierschicht zunimmt, die Grübchenbildungszeit deutlich abnimmt, und letztlich wurde die Grübchenbildungsfestigkeit der Probe Nr. 6 im wesentli-

chen gleich jener des Vergleichsmaterials, welche dem Aufkohlungs/Carbonitrierprozess unterzogen worden war, in welchem das Aluminiumnitrid mit dem Martensitverfeinerungseffekt nicht ausgeschieden wurde. Es hat sich außerdem gezeigt, dass die Reduktion im Betrag des Restaustenits durch Stoßverformen die Grübchenbildungszeit von besonders einem Stahl verringert, welcher einem maximalen Oberflächendruck (375 kg/mm^2) der vorliegenden Ausführungsform ausgesetzt worden ist, aber der ungünstige Effekt der Stoßverformung ist nicht so signifikant wie der ungünstige Effekt der Entfernung der Carbonitridschicht. Es ist bekannt, dass Stoßverformen den positiven Effekt hat, die Stahloberfläche deutlich zu härten und eine Hochdruckrestspannung erzeugt, und es wird außerdem angenommen, dass Grübchenbildungsfestigkeit, Verschleißwiderstand und Biege-Ermüdungsfestigkeit erhöht werden. Somit ist es vorteilhaft, Stoßverformen bis zu einem solchen Ausmaß zu verwenden, dass der Betrag an Restaustenit an der Oberfläche nicht bis auf etwa 20 Vol.-% oder weniger abnimmt.

[0082] Fig. 11 zeigt die Grübchenbildungszeit von kleinen Walzenproben Nr. 2, 3, 4, 6 und 11, welche dem Aufkohlungs/Carbonitrierprozess unterzogen worden waren, bei welchem Zementit ausdrücklich durch Permeation einer hohen Konzentration von Kohlenstoff unter den in Fig. 4 gezeigten Bedingungen ausgeschieden war. Fig. 11 zeigt auch die Grübchenbildungszeit der Proben Nr. 8 und 12 des Lagerstahlmaterials mit einer hohen Konzentration an Kohlenstoff und Zementit, welches darin ursprünglich ausgeschieden ist. Diese Proben wurden dem in Fig. 5 gezeigten Carbonitrierprozess unterzogen. Die untere Grenzlinie der Grübchenbildungszeit, welche in Fig. 6 durch eine gestrichelte Linie angezeigt ist, ist auch in Fig. 11 als eine Referenz zur Auswertung der Grübchenbildungszeit gezeigt. Man hat festgestellt, dass allgemein die Grübchenbildungszeit der Vergleichsmaterialien in einem beträchtlichen Ausmaß durch Ausscheidung des Zementits mit einer Korngröße von 5 μm oder weniger verbessert werden kann, und eine weitere Verbesserung in der Grübchenbildungszeit kann durch Zugabe von Aluminium erzielt werden. Die Effekte der Zementitausscheidung und Aluminiumnitridausscheidung zum Martensitverfeinern kann z.B. durch die Vergleiche zwischen der Lebensdauer der Proben Nr. 3 und 4 und zwischen der Lebensdauer der Proben Nr. 8 und 12 mit der Qualität von Lagerstahl deutlich bestätigt werden. Somit sind die kombinierten Effekte der obigen zwei Arten von Ausscheidungen, welche bei der Erfindung durchgeführt werden, bestätigt worden.

[0083] Die Proben Nr. 2, 6 und 11 haben Oberflächenkohlenstoffgehalte im Bereich von 1,5 bis 1,8 Gew.-% und eine Struktur, wo Zementit mit einer Durchschnittskorngröße von 2 bis 5 μm ausgeschieden ist. Die Proben Nr. 3 und 4 haben einen Oberflächenkohlenstoffgehalt im Bereich von 2,3 bis 2,6 Gew.-% und ein Struktur, wo Zementit mit einer Durchschnittskorngröße von 1,5 bis 2,5 μm ausgeschieden ist.

[0084] Zementit in der Probe Nr. 11 (SCM420H Vergleichsmaterial) hat eine Korngröße von 5 μm, und Zementit in Probe Nr. 3 hat eine Korngröße von 2,5 μm. Wenn der Betrag von Chrom zunimmt, nimmt die Korngröße des ausgeschiedenen Zementits ab, was mit dem vorhergehenden Ausführungen konsistent ist. Verfeinerter Zementit wurde in Stählen beobachtet, denen Aluminium zugefügt worden war. Aus der Beziehung zwischen Kohlenstoffgehalt und der Korngröße von Zementit und aus den strukturellen Effekten der Aluminiumnitridausscheidung ist es ersichtlich, das die oben beschriebenen Effekte bei der Verbesserung der Zeit bis zur Grübchenbildung im wesentlichen rational sind. In Fig. 12 sind die Dreh-Biege-Ermüdungsfestigkeiten der Proben Nr. 6 und 11 nach dem Aufbringen der thermischen Behandlung, welche in

[0085] Fig. 3 gezeigt ist, dargestellt. Weil eine ausgeschiedene Aluminiumnitridschicht, welche durch Carbonitrieren verursacht worden ist, in der Oberflächenschicht (0,2 mm) der Probe Nr. 6 präsent ist, könnte man über eine Spannungskonzentration aufgrund des Kerbeffektes der Biegespannung, welche an der Oberfläche präsent ist, besorgt sein. Jedoch ist aus den in Fig. 12 gezeigten Ergebnissen ersichtlich, das es nicht erforderlich ist, sich über eine solche Spannungskonzentration zu sorgen. Die Ursache dafür liegt darin, dass das ausgeschiedene Aluminiumnitrid extrem fein ist, mit einer Korngröße von 0,3 μm oder weniger. In Fig. 12 sind auch die Dreh-Biege-Ermüdungsfestigkeiten von Stählen gezeigt, auf welcher ein Stoßverformen mit einer Bogenhöhe von 0,9 ausgeübt wurde, und der im wesentlichen gleiche Effekt der Probe Nr. 11 kann daraus beobachtet werden. Wie aus diesem Ergebnis ersichtlich ist, erzeugt Aluminiumnitridausscheidung keine Spannungskonzentrationspunkte, sogar wenn eine Verstärkungsbehandlung auf die Oberfläche ausgeübt wird. Der obige Effekt kann auch im Vergleich mit den Dreh-Biege-Ermüdungsfestigkeiten der Proben Nr. 8 und 11 (Lagerstahl) gesehen werden, auf die die in Fig. 5 gezeigte thermische Behandlung ausgeübt wurde.

[0086] In Fig. 13 ist ein Vergleich der Dreh-Biege-Ermüdungsfestigkeiten der Proben Nr. 3, 4, 6 und 11 gezeigt, auf welche die in Fig. 4 gezeigte thermische Behandlung ausgeübt wurde. Wie zuvor erwähnt ist Zementit mit einer Durchschnittkorngröße von etwa 5 μm auf der Oberfläche der Probe Nr. 11 ausgeschieden, während der in Probe Nr. 6 ausgeschiedenen Zementit eine durchschnittliche Korngröße von etwa 2 μm hat. Die Dreh-Biege-Ermüdungsfestigkeit von Probe Nr. 11 ist etwa 10% niedriger als jene der Stähle, in der kein Ze-

mentit ausgeschieden ist. Im wesentlichen ist keine Festigkeitsabnahme in der Probe Nr. 6 zu erkennen, in welcher die Korngröße des Zementits auf etwa 2 µm durch Zugabe von Aluminium begrenzt ist. In dieser Hinsicht wird bevorzugt, eine thermische Behandlung so aufzubringen, um die Durchschnittskorngröße von Zementit auf 3 µm oder weniger zu begrenzen, wenn auf der Oberfläche Zementit ausgeschieden wird. In Fig. 13 sind auch die Ermüdungsfestigkeiten der Proben Nr. 6 und 11 für Dreh-Biegetests gezeigt, welche thermischer Behandlung und dann Stoßverformen mit einer Bogenhöhe von 0,9 ausgesetzt wurden. Die Probe Nr. 11, welche Zementit in großer Korngröße enthält, hat bei der Dreh-Biege-Ermüdungsfestigkeit keine signifikante Verbesserung erzielt, während die Probe Nr. 6, welche darin fein ausgeschiedenen Zementit enthält, eine signifikante Verbesserung erreicht hat. Wie aus diesen Ergebnis ersichtlich, ist es wichtig, im Hinblick auf Ermüdungsfestigkeit, die Durchschnittskorngröße von Zementit auf 3 µm oder weniger zu begrenzen, aber es ist noch wichtiger, eine Zementitagglomeration zu eliminieren. In Fig. 13 sind ferner die Dreh-Biege-Ermüdungsfestigkeiten der Proben Nr. 3 und 4 gezeigt, auf welche die in Fig. 4 gezeigte thermische Behandlung ausgeübt wurde. Aus dieser Figur ist ersichtlich, dass, sogar wenn der Zementitbetrag in den Proben Nr. 3 und 4 etwa 25 Vol.-% beträgt, die Ermüdungsfestigkeit daran gehindert werden kann, deutlich abzusinken, indem Zementitpartikel so verfeinert werden, dass sie jeweils Korngrößen von 2,5 µm und 1,5 µm aufweisen. Somit kann durch Verfeinern von Zementit die Oberflächendruckfestigkeit verbessert werden, ohne eine Festigkeitsabnahme zu verursachen, unter der Bedingung, das der Zementitbetrag bis zu etwa 30 Vol.-% beträgt. Es ist jedoch zu beachten, dass, wenn zugelassen wird, dass die Zementitausscheidung 30 Vol.-% übersteigt, ein großer Zementitbetrag wahrscheinlich agglomeriert, wobei grobe Zementitpartikel so gebildet werden, dass eine signifikante Verbesserung in der Oberflächendruckfestigkeit nicht erwartet werden kann.

[0087] Es ist denkbar, das die Korngröße des ausgeschiedenen Aluminiumnitrids wirksam reduziert werden kann, indem die Temperatur des in Fig. 3 bis Fig. 5 gezeigten Carbonitrierprozesses auf eine niedrige Temperatur gesetzt wird. Das Vorsehen einer niedrigen Aufkohlungstemperatur ist auch für das ausdrückliche Ausscheiden von Zementit durch das in Fig. 4 gezeigte Aufkohlen wünschenswert. In der Praxis wird bevorzugt, die Aufkohlungs-/Carbonitrier- und Carbonitrierbehandlungen bei einer Temperatur von 800°C oder mehr durchzuführen.

[0088] Gemäß der Erfindung wird nach einer feinen Ausscheidung von z.B. Aluminiumnitriden, welche durch die Aufkohlungs/Carbonitrier- und/oder Carbonitrierbehandlung gebildet werden, der durch Abschrecken erzeugter Martensit extrem verfeinert, wodurch ein durch Kontaktspannung verursachtes Ermüdungsversagen erheblich vermindert werden kann. Eines der Merkmale der Erfindung liegt darin, das der obige Effekt einfach und wirtschaftlich durch Einsatz von Stählen erzielt werden kann, welche kostengünstige Legierungselemente wie z.B. Aluminium enthalten, welche keine Abnahme in der Dreh-Biegefestigkeit verursachen. Gemäß der Erfindung kann, im Falle eine Stahls, in dem Zementitausscheidung erlaubt ist, Aluminium aus den Zementitpartikeln so herausgetrieben werden, dass die Abschreckeigenschaften der Hauptphase nicht beeinträchtigt werden. Zusätzlich wirkt Aluminium derart, dass ausgeschiedene Zementitpartikel verfeinert werden, und Aluminium fördert wirksam die Ausscheidung von Aluminiumnitriden während des Carbonitrierprozesses. Folglich kann die Durchschnittslebensdauer der Stahlteile, welche einer Wälzermüdung unterzogen werden, deutlich erhöht werden.

[0089] Somit ist die vorliegende Erfindung gut geeignet zum Einsatz bei der Herstellung von Zahnrädern, Nocken, Lager und ähnlichen hochfesten und kompakten Stahlartikeln, von denen verlangt wird, dass sie einen Verschleißwiderstand und eine Verschleißfestigkeit haben, um einem Wälz-Ermüden oder Gleitwälz-Ermüden zu widerstehen.

Patentansprüche

1. Karbonitriertes oder aufgekohltes/karbonitriertes Stahlteil mit hoher Druckfestigkeit, welches 0,5–4,5 Gew.-% AlN enthält, welches in der Oberflächenstruktur dispergiert ist und welches eine durchschnittliche Korngröße von 0,3 µm oder weniger aufweist, und welches eine Multiphasenstruktur, bestehend aus Martensit als eine Hauptphase, welche durch das AlN fein in Stücke aufgeteilt ist, aufweist.

2. Karbonitriertes oder aufgekohltes/karbonitriertes Stahlteil mit hoher Druckfestigkeit nach Anspruch 1, welches aus einem Stahl gebildet ist, welcher 0,3–3,0 Gew.-% Aluminium enthält, und welches 0,4–2,5 Gew.-% Stickstoff in seiner Oberfläche enthält.

3. Karbonitriertes oder aufgekohltes/karbonitriertes Stahlteil mit hoher Druckfestigkeit nach Anspruch 1 oder 2, ferner enthaltend ein Karbid, welches hauptsächlich aus Zementit besteht, welcher in einer Menge von bis zu 30 Vol.-% dispergiert ist und welcher eine durchschnittliche Korngröße von 3 µm oder weniger aufweist.

4. Karbonitriertes oder aufgekohltes/karbonitriertes Stahlteil mit hoher Druckfestigkeit nach Anspruch 1, ferner enthaltend 20 bis 80 Vol.-% Restaustenit in der Multiphasenstruktur.

5. Karbonitriertes oder aufgekohltes/karbonitriertes Stahlteil mit hoher Druckfestigkeit nach Anspruch 1 oder 2, welches aus einem Stahl gebildet ist, welcher 0,5 bis 5,0 Gew.-% Cr und 0,2 bis 2,0 Gew.-% V enthält, und welches 0,6 bis 3,0 Gew.-% Kohlenstoff in seiner Oberfläche enthält.

6. Karbonitriertes oder aufgekohltes/karbonitriertes Stahlteil mit hoher Druckfestigkeit nach Anspruch 4, dessen Oberfläche einen Kohlenstoff-Gehalt von 0,6 bis 3,0 Gew.-% und einen Stickstoff-Gehalt von 0,4 bis 2,5 Gew.-% aufweist.

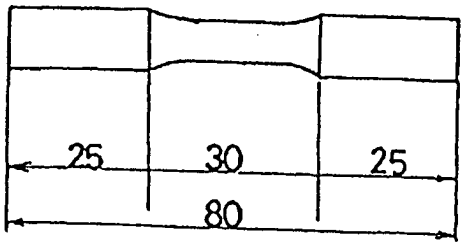
7. Karbonitriertes oder aufgekohltes/karbonitriertes Stahlteil mit hoher Druckfestigkeit nach einem der Ansprüche 2, 5 und 6, welches Verunreinigungen und Legierungselemente wie Si, Mn, Mo, Ni, B, S und P in Mengen innerhalb normaler Bereiche aufweist.

8. Karbonitriertes oder aufgekohltes/karbonitriertes Stahlteil mit hoher Druckfestigkeit nach einem der Ansprüche 1 bis 7 zur Verwendung als ein Kraftübertragungsteil, von welchem gefordert wird, dass es eine Kontaktermüdungsfestigkeit und eine Verschleißfestigkeit aufweist, wobei Beispiele des Kraftübertragungsteils Rollteile, wie z.B. Zahnräder und Lager, die Laufringe eines Rollteils und Nockenkomponenten, einschließen.

9. Verfahren zum Herstellen eines karbonitrierten oder aufgekohlten/karbonitrierten Stahlteils mit einer hohen Oberflächendruckfestigkeit aus einem Stahl, welcher 0,3–3,0 Gew.-% Aluminium enthält, wobei das Stahlteil 0,4–2,5 Gew.-% Stickstoff in seiner Oberfläche enthält, und wobei das Verfahren die Schritte aufweist:
Fällen von AlN mit einer durchschnittlichen Korngröße von 3 μm oder weniger in einer Menge von 0,5 bis 4,5 Gew.-%, während dem Stickstoff erlaubt wird, mittels Karbonitrierens oder Aufkohlens/Karbonitrierens diffusiv von der Oberfläche aus einzudringen, und
Bilden einer Martensitphase in zumindest der Oberflächenschicht im Anschluss an den AlN-Fällungsschritt mittels schnellen Abkühlens aus dem Austenittemperaturbereich von Stahl.

Es folgen 13 Blatt Zeichnungen

Anhängende Zeichnungen



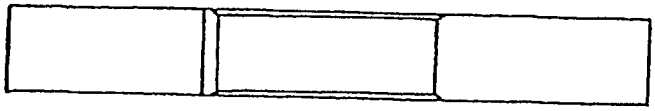


FIG. 2(b)

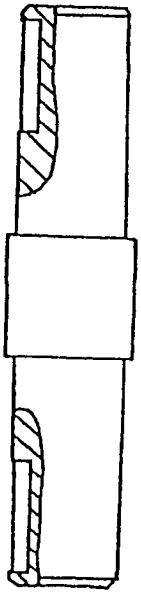
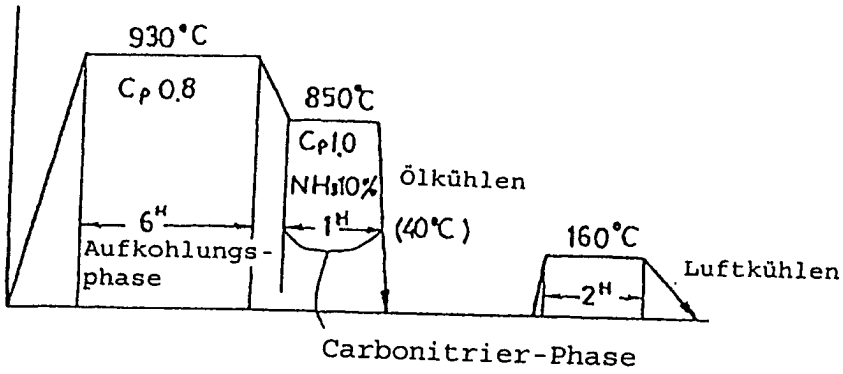
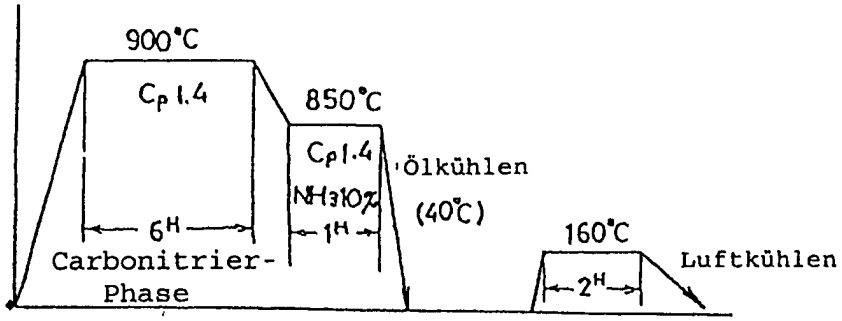
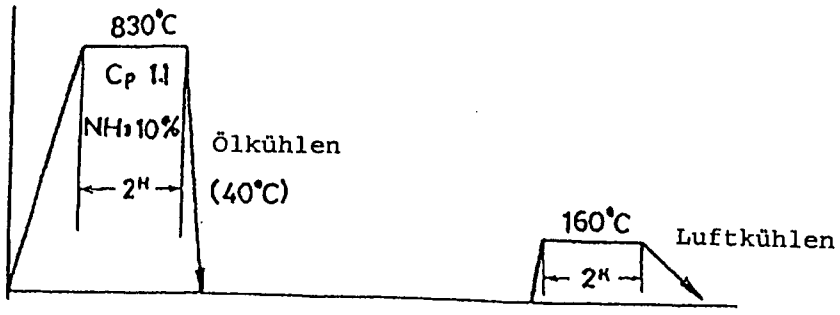


FIG. 2(a)


930°C
Cp 0.8
850°C
Cp1.0
NH3 10%
Ölkühlen
6H
1H
(40°C)
160°C
Luftkühlen
2H
Aufkohlungs-
phase
Carbonitrier-Phase


900°C
Cp 1.4
850°C
Cp 1.4
NH3 10%
Ölkühlen
(40°C)
160°C
Luftkühlen
6H
1H
2H
Carbonitrier-
Phase


830°C
Cp 1.1
NH3 10%
2H
Ölkühlen
(40°C)
160°C
2H
Luftkühlen

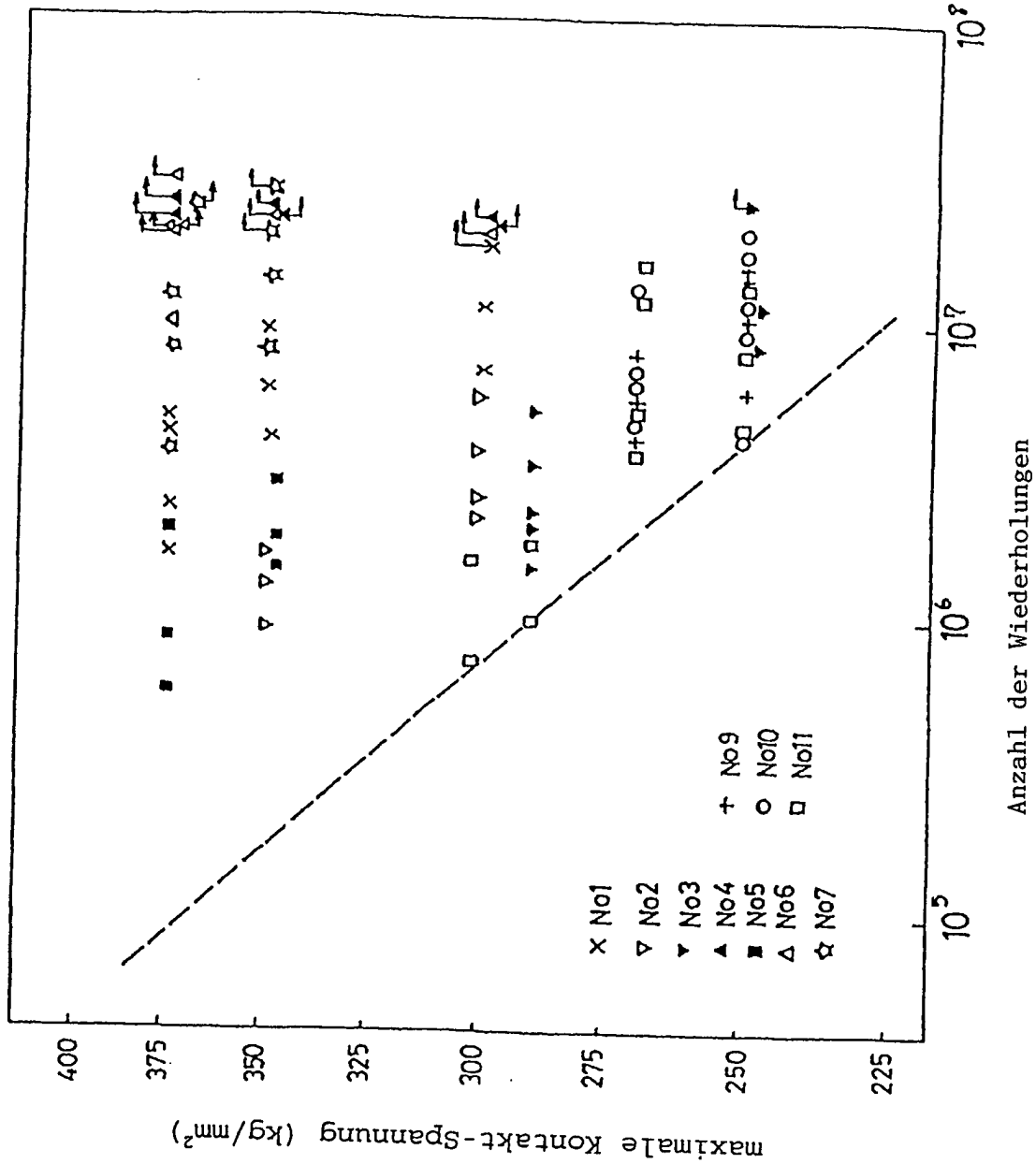
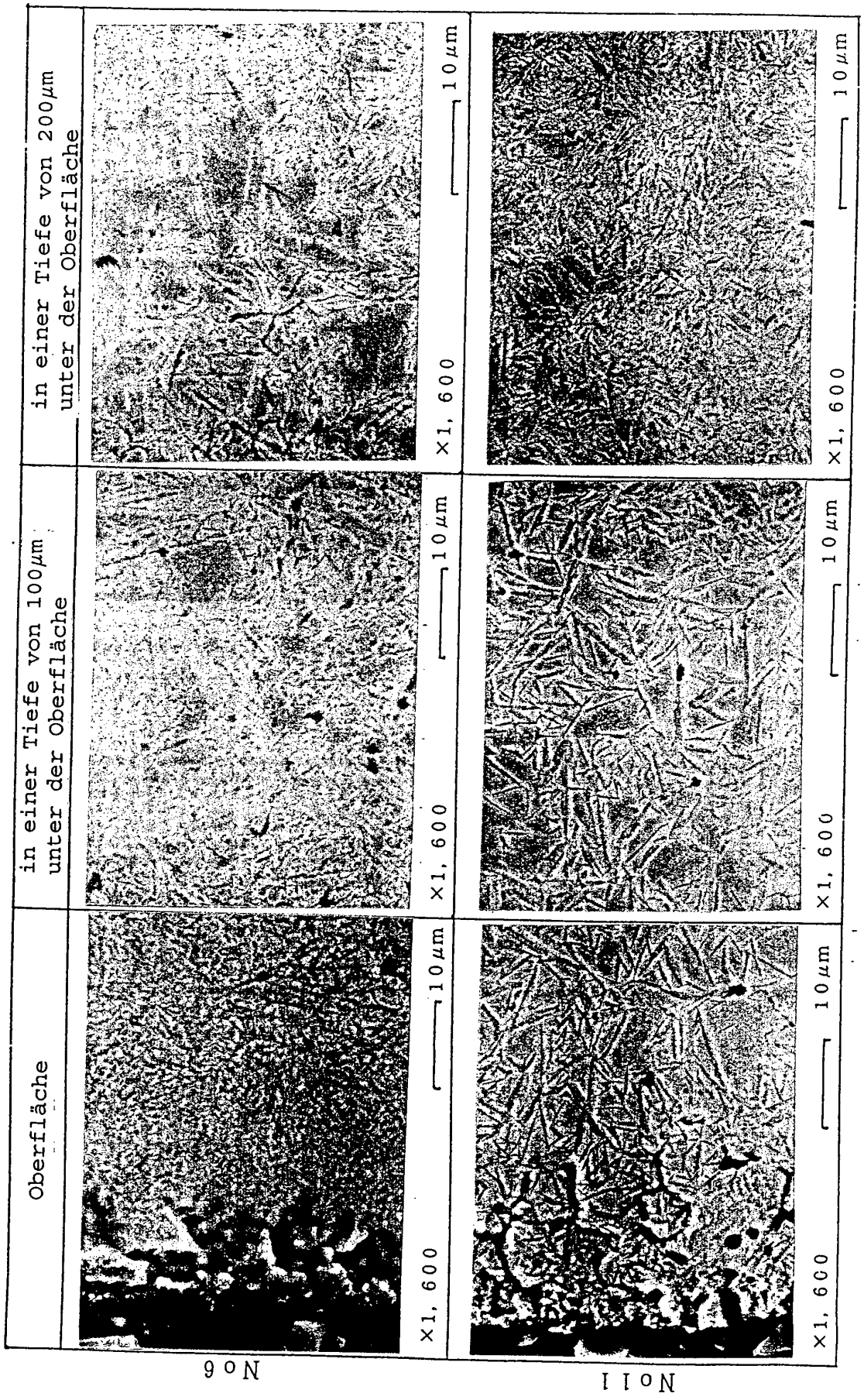

maximale Kontakt-Spannung (kg/mm²)
400
375
350
325
300
275
250
225
10⁵
10⁶
10⁷
10⁸
Anzahl der Wiederholungen
No1
No2
No3
No4
No5
No6
No7
No9
No10
No11

FIG. 6

FIG. 7


Oberfläche
in einer Tiefe von 100μm unter der Oberfläche
in einer Tiefe von 200μm unter der Oberfläche
No 6
No 11
×1, 600
10 μm

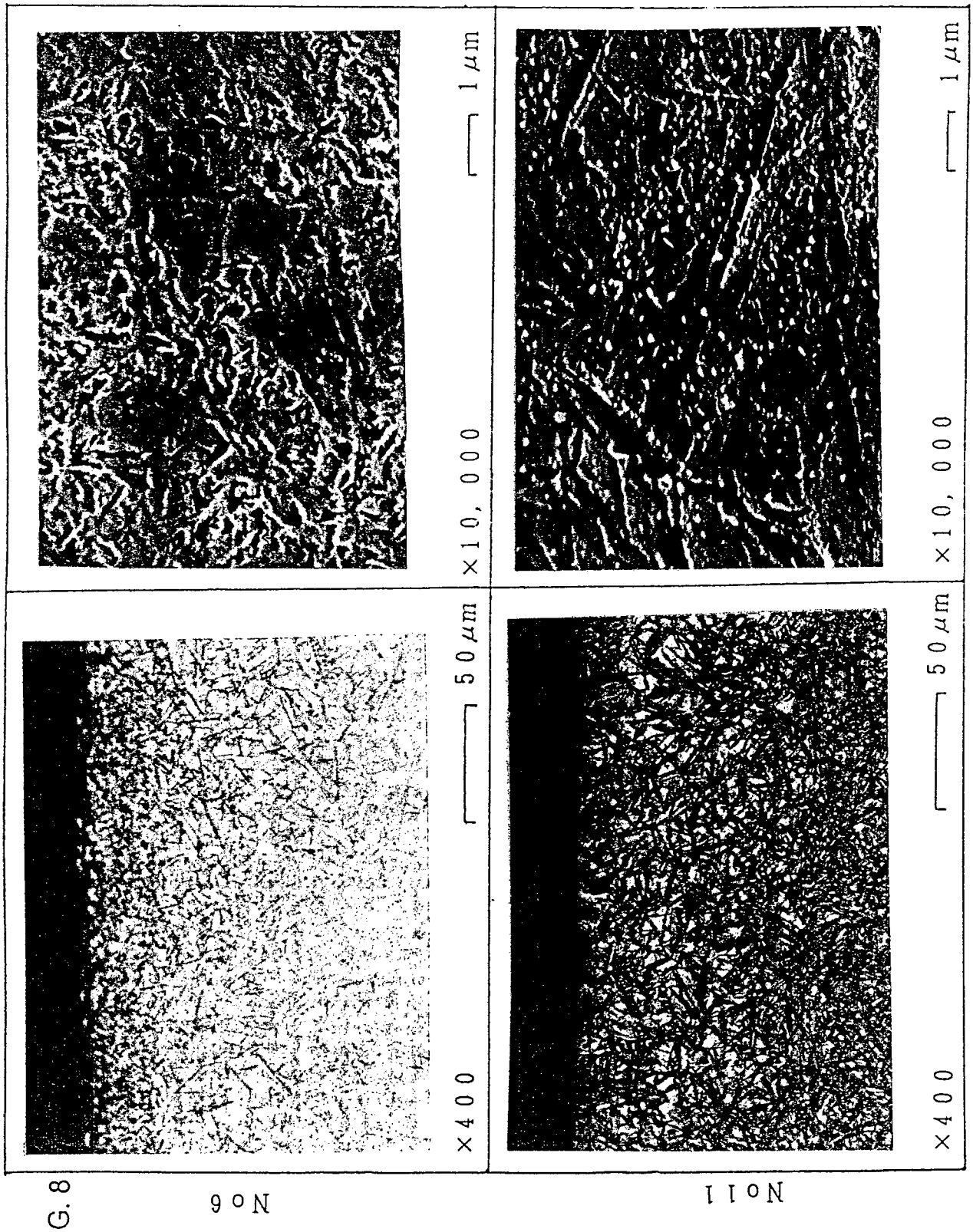
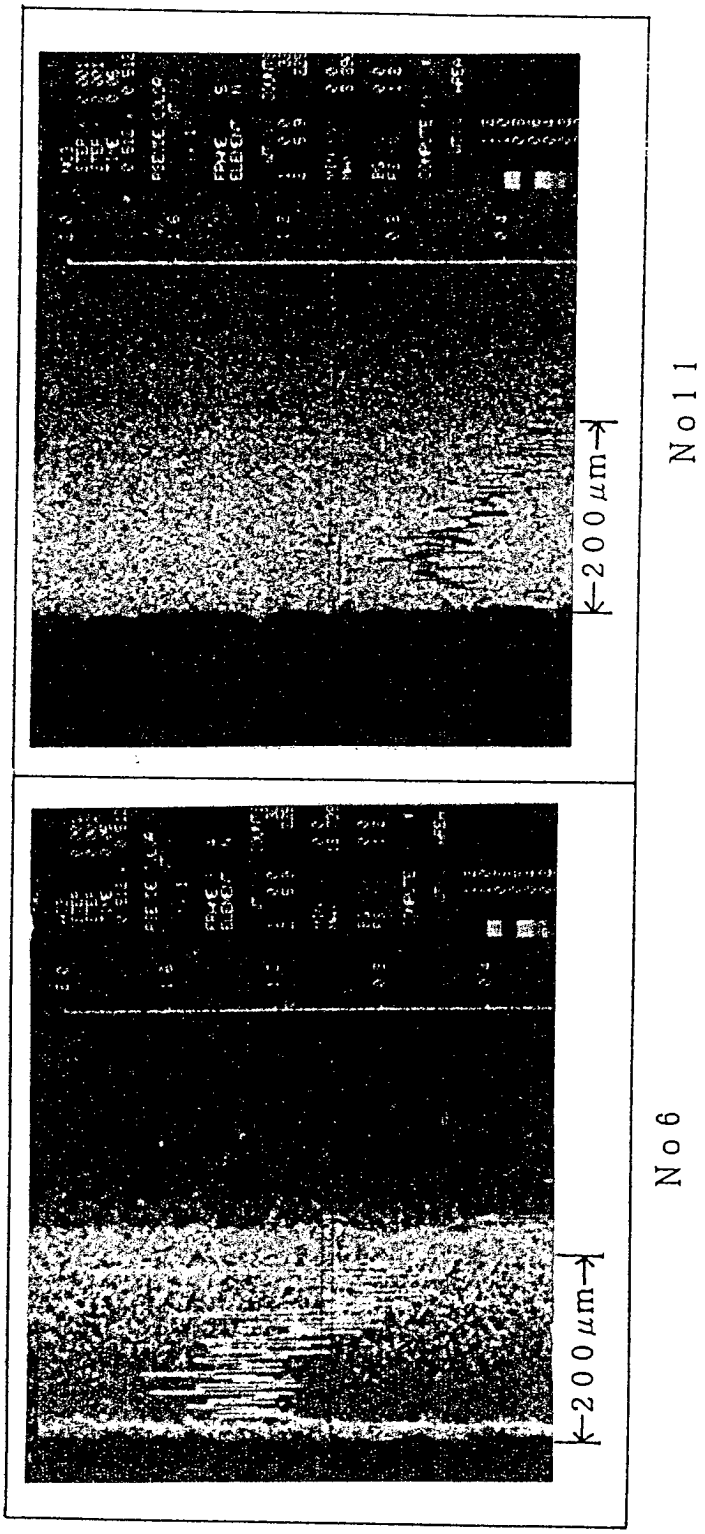


FIG. 8

FIG. 9



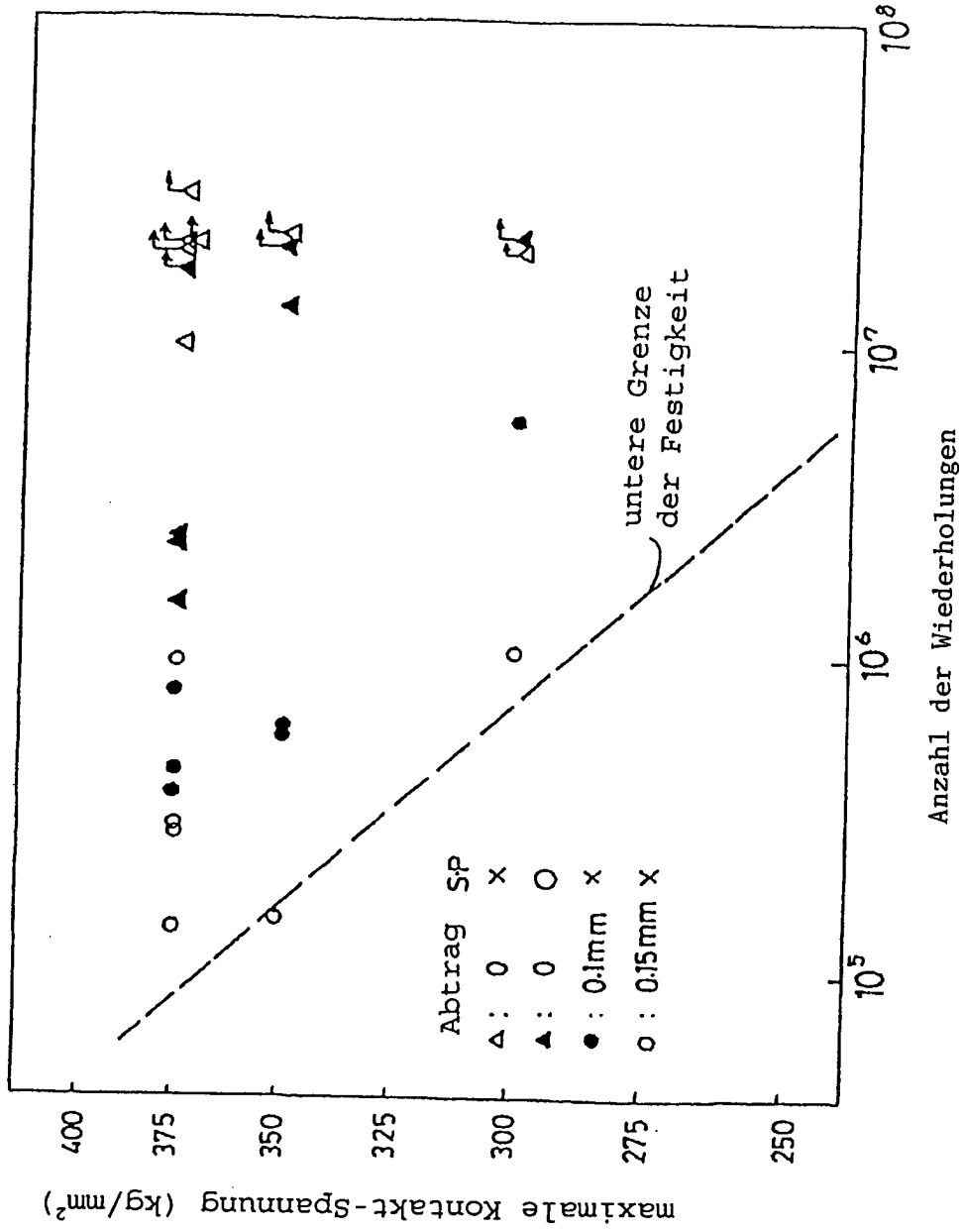

maximale Kontakt-Spannung (kg/mm²)
400
375
350
325
300
275
250
Anzahl der Wiederholungen
10⁵
10⁶
10⁷
10⁸
untere Grenze der Festigkeit
Abtrag S.P
△ : 0 ×
▲ : 0 ○
● : 0.1mm ×
○ : 0.15mm ×

FIG. 10

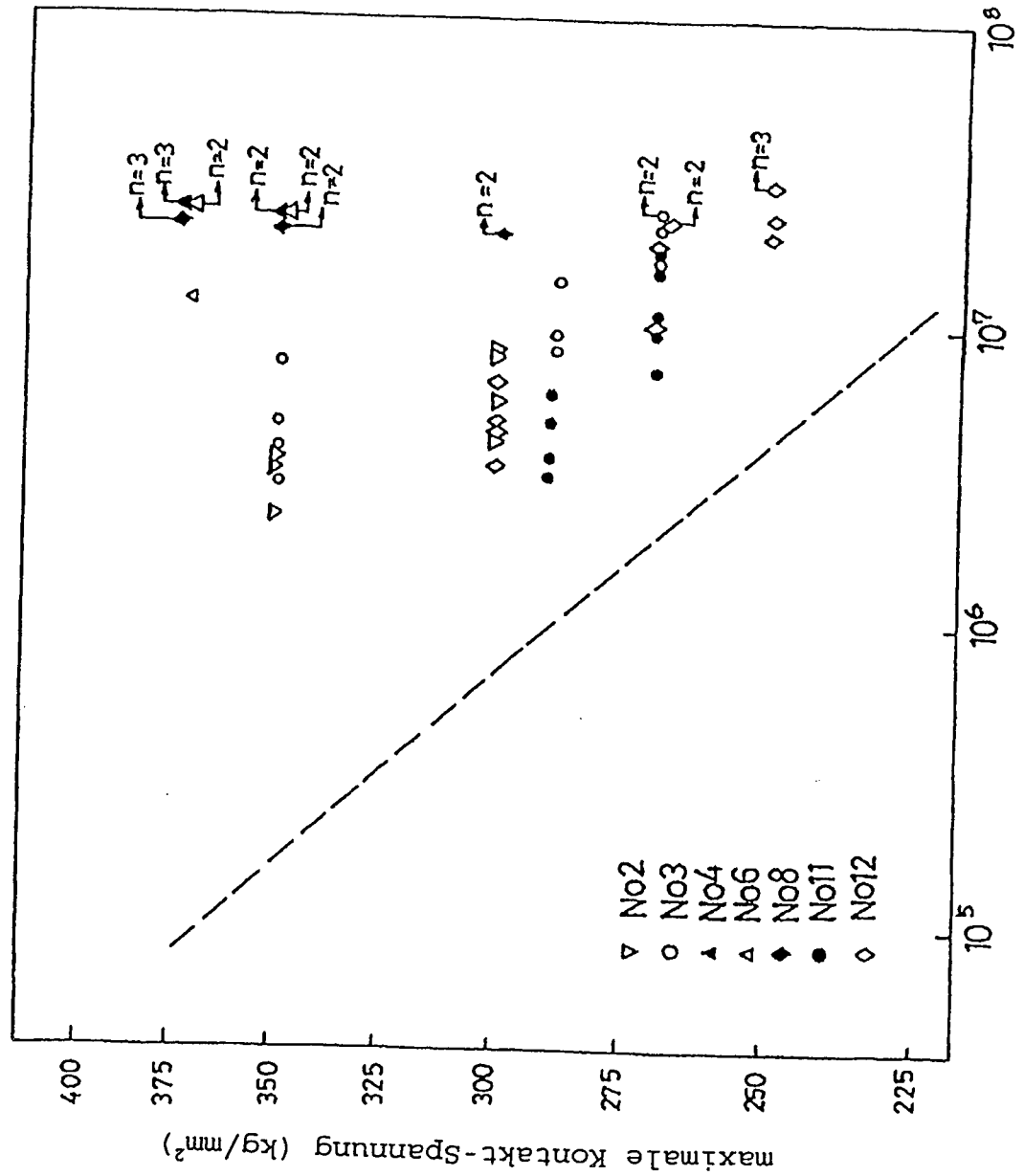

maximale Kontakt-Spannung (kg/mm²)
400
375
350
325
300
275
250
225
10⁵
10⁶
10⁷
10⁸
Anzahl der Wiederholungen
No2
No3
No4
No6
No8
No11
No12
n=2
n=3

FIG. 11

FIG. 12

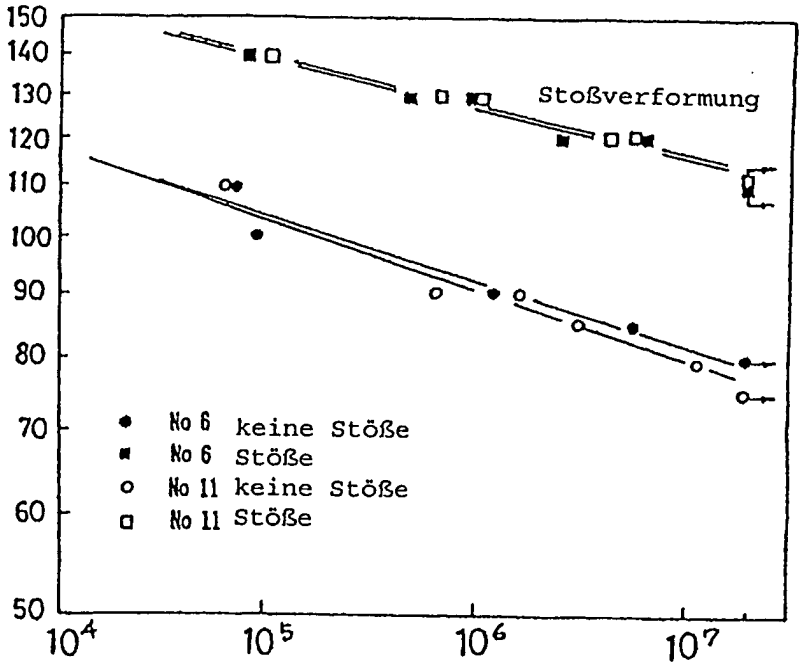
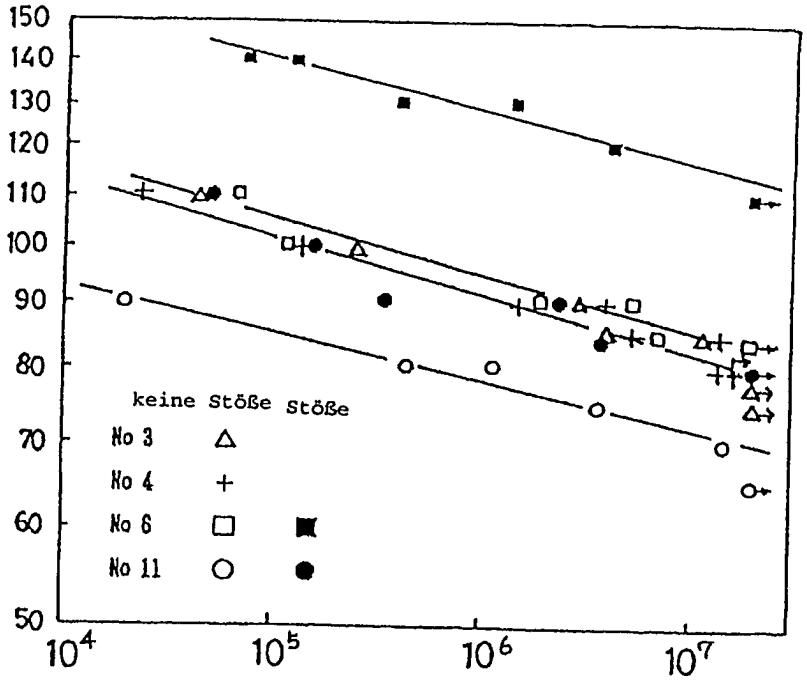

150
140
130
120
110
100
90
80
70
60
50
10^4
10^5
10^6
10^7
Stoßverformung
No 6 keine Stöße
No 6 Stöße
No 11 keine Stöße
No 11 Stöße

FIG. 13


150
140
130
120
110
100
90
80
70
60
50
10^4
10^5
10^6
10^7
keine Stöße Stöße
No 3
No 4
No 6
No 11