世界知的所有権機関
国際事務局

PCT

特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(51) 国際特許分類6 **C22C 38/00, 38/24, C23C 8/32, 8/34**	**A1**	(11) 国際公開番号	**WO98/27242**
		(43) 国際公開日	1998年6月25日(25.06.98)

(21) 国際出願番号 PCT/JP97/04430

(22) 国際出願日 1997年12月3日(03.12.97)

(30) 優先権データ
特願平8/354150 1996年12月17日(17.12.96) JP

(71) 出願人（米国を除くすべての指定国について）
株式会社 小松製作所(KOMATSU LTD.)[JP/JP]
〒107 東京都港区赤坂二丁目3番6号 Tokyo, (JP)
(72) 発明者；および
(75) 発明者／出願人（米国についてのみ）
高山武盛(TAKAYAMA, Takemori)[JP/JP]
浜坂直治(HAMASAKA, Naoji)[JP/JP]
〒573 大阪府枚方市上野3丁目1番1号
株式会社 小松製作所 生産技術研究所内 Osaka, (JP)
(74) 代理人
弁理士 井上 勉(INOUE, Tsutomu)
〒550 大阪府大阪市西区立売堀1丁目2番12号
本町平成ビル4階 Osaka, (JP)

(81) 指定国 US, 欧州特許 (DE, FR, GB, IT).

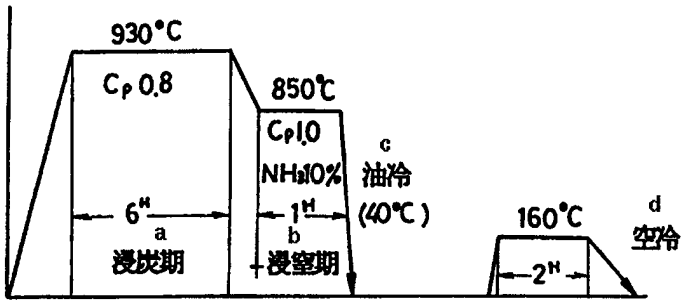
添付公開書類
国際調査報告書

(54)Title: **HIGH BEARING-STRENGTH STEEL PARTS AND PROCESSES FOR THE PRODUCTION THEREOF**

(54)発明の名称 高耐面圧用鋼部品およびその製造方法

(57) Abstract

High bearing-strength steel parts useful for strengthening and downsizing parts which are to undergo rolling and sliding and therefore required to have high rolling strength and wear resistance, for example, gear, cam or bearing parts; and processes for the production thereof. The surface hardness of the steel part can be enhanced by dispersing nitride and/or carbonitride fines having a mean particle diameter of 0.3 mμ or below in the surface layer to come into contact with a counter member to thereby form a composite structure containing very fine irregular martensite leaves divided by the nitride and/or carbonitride fines and by dispersing carbide particles having a size of 3 mμ or below in the surface layer. The steel part can be produced by making nitrogen penetrate the surface layer by nitriding or carbo-nitriding to thereby form very fine grains of A1N, and subjecting the resulting products to quenching from a temperature region wherein the matrix phase is austenite, and, if necessary, tempering.



a ... carburizing stage

b ... nitriding stage

c ... oil quenching

d ... air cooling

（５７）要約

転動や滑りを伴う転動強度および耐摩耗性を必要とする歯車，カム，軸受け部品等の高強度、コンパクト化等に向けた鋼製部品に好適な高耐面圧用鋼部品およびその製造方法を提供することを目的とし、接触する表面組織に、少なくとも平均粒子径が０．３μｍ以下の微細な窒化物および／または炭窒化物を分散させ、これら窒化物および／または炭窒化物によって細かく分断されて極微細化された不規則形状なマルテンサイト葉にてなる複合組織を有し、３μｍ以下の炭化物を分散させ、表面部の硬さを補強する。浸窒もしくは浸炭・浸窒処理を施して、表面部から浸透させる窒素によってＡｌＮを極微細に析出させる工程と母相がオーステナイトである温度領域から焼き入れ、もしくは焼き入れ焼き戻しを実施して製造する。

ＰＣＴに基づいて公開される国際出願のパンフレット第一頁に掲載されたＰＣＴ加盟国を同定するために使用されるコード（参考情報）

AL アルバニア
AM アルメニア
AT オーストリア
AU オーストラリア
AZ アゼルバイジャン
BA ボスニア・ヘルツェゴビナ
BB バルバドス
BE ベルギー
BF ブルキナ・ファソ
BG ブルガリア
BJ ベナン
BR ブラジル
BY ベラルーシ
CA カナダ
CF 中央アフリカ
CG コンゴー共和国
CH コスイス
CI コートジボアール
CM カメルーン
CN 中国
CU キューバ
CY キプロス
CZ チェッコ
DE ドイツ
DK デンマーク
EE エストニア
ES スペイン
FI フィンランド
FR フランス
GA ガボン
GB 英国
GE グルジア
GH ガーナ
GM ガンビア
GN ギニア
GW ギニア・ビサオ
GR ギリシャ
HU ハンガリー
ID インドネシア
IE アイルランド
IL イスラエル
IS アイスランド
IT イタリア
JP 日本
KE ケニア
KG キルギス
KP 北朝鮮
KR 韓国
KZ カザフスタン
LC セント・ルシア
LI リヒテンシュタイン
LK スリランカ
LR リベリア
LS レソト
LT リトアニア
LU ルクセンブルグ
LV ラトヴィア
MC モナコ
MD モルドヴァ
MG マダガスカル
MK マケドニア旧ユーゴスラヴィア共和国
ML マリ
MN モンゴル
MR モーリタニア
MW マラウイ
MX メキシコ
NE ニジェール
NL オランダ
NO ノールウェー
NZ ニュー・ジーランド
PL ポーランド
PT ポルトガル
RO ルーマニア
RU ロシア
SD スーダン
SE スウェーデン
SG シンガポール
SI スロヴェニア
SK スロヴァキア
SL シエラ・レオーネ
SN セネガル
SZ スワジランド
TD チャード
TG トーゴー
TJ タジキスタン
TM トルクメニスタン
TR トルコ
TT トリニダッド・トバゴ
UA ウクライナ
UG ウガンダ
US 米国
UZ ウズベキスタン
VN ヴィエトナム
YU ユーゴースラヴィア
ZW ジンバブエ

明細書

高耐面圧用鋼部品およびその製造方法

技術分野

本発明は、歯車，ベアリングのような転動体およびそのレース，カム構成部品等の接触疲労強度および耐摩耗性を必要とする駆動力伝達部品に適用する高耐面圧用鋼部品およびその製造方法に関するものである。

背景技術

近年の歯車減速装置や変速装置には、高出力化や軽量コンパクト化に対応した高い動力伝達力のニーズがますます高まっており、特に歯車やベアリング等に対してはよりコンパクトで面圧強度が高い特性が望まれている。

また、自動車や建設機械に使われる動力伝達装置部品においても、歯車，ベアリング等では高い接触疲労強度が要求されており、これらの面圧強度を高める手段として、歯車では浸炭処理や窒化処理等によって表面硬化させることが通常的に実施されている。また、面圧強度を高める指針を通して表面の硬度をより高く、かつ焼き戻し軟化抵抗性を高めるようなＭｏ等の積極的な鋼への添加等の材料的な手段も採られている。特に、近年においては、浸炭や浸炭浸窒処理後に焼き入れし、ショットピーニングを施し、積極的に表面硬度を高めるとともに、顕著な圧縮残留応力を付与する方法についても多く検討されている。

また、浸炭方法によって鋼表面に高密度のセメンタイト相を析出させることによって、表面硬度を高めるとともに、焼き戻し軟化抵抗性を高めることによって面圧強度を高める方法も報告されている。

さらに、介在物起点の接触疲労破壊を防止する観点から、鋼中における介在物量の低減を目指した高清浄度鋼の開発に関しても報告されている。

しかしながら、従来からの考え方に従って表面硬度をより高くし、かつ滑りを伴った転動もしくは単に転動の摩擦や接触応力（ヘルツ応力）による微小な剪断変形に基づく発熱による硬さの低減を抑制するために、焼戻し軟化抵抗元素である例えばＭｏを従来より多く添加する鋼を浸炭することによって、面圧強度を高める手段が広く検討されているが、現実的には焼戻し軟化抵抗性を高めても、接触応力が高くなるに従って、接触面における油膜厚さがより薄くなり、結果としては潤滑性の劣化による摩耗力の増大が起こり、さらなる発熱とより大きな接触応力に基づく破壊剪断応力の発生の原因となり、大きくかつ十分な面圧強度の向上が期待できない等の問題点がある。また、Ｍｏ等の焼戻し軟化抵抗性を高める元素の多量の添加は鋼材コストの顕著な増大を招く等の問題点もある。

また、前記浸炭品表面に対して強烈なショットピーニングを実施し、最表面部から約２００μｍ程度に存在する残留オーステナイトをマルテンサイト変態させてより高い表面硬度と大きな圧縮残留応力を発生させることによって、面圧強度の向上を図ったものも報告されているが、現実的には浸炭時に発生する粒界酸化層（欠陥層）におけるショットによる微視的欠陥の発生による転動初期における摩耗粉の発生および面あれによる摩耗係数の増大によるマイナス効果、更には、歯車においては強度の残留応力の発生に起因すると考えられる歯先の欠損トラブルや圧縮残留応力の存在がプラス面に働かないスポーリング強度に対しては、表面での面あれによる摩擦係数の増大が逆に面圧強度を結果的に低下させるマイナス効果があるため、必ずしも汎用的には使用できない等の問題点がある。

さらに、手段は異なるが浸炭法によって表面層にセメンタイト相を高密度に分散析出させる高炭素浸炭もしくは、高濃度浸炭法を歯車に適用する例やセメンタイトを微細に球状化分散させたＳＵＪ２等のベアリング鋼のように基本的にはセメンタイトの析出効果によって転動面の硬度を高め、粒子分散効果による焼き戻し軟化抵抗性の向上を改善している例がある。しかし、例えば高炭素浸炭による方法で高密度にセメンタイトを析出させる場合には、析出させるセメンタイトの大きさが５～１０μｍと大きくなりやすく、かつセメンタイト同士の凝集が起こりやすく、また粒界に沿った巨大な析出が起こるため、結果的には接触応力による剪断力によってセメンタイト凝集体が破壊され、表面欠損の起点としてのマイナス面が顕在化し、さらに歯車に適用した場合には、歯元強度の低下を来すなどの問題点がある。

また、このようなセメンタイトの微細化および凝集性の防止を図る手段として高炭素浸炭方法の改善や鋼中の合金元素の調整が実施されている。例えば特開平４－１６０１３５号公報においては、Ｃｒ成分濃度を２～８重量％に高め、さらに０．５～４重量％Ｎｉ，０．０１～０．５重量％Ｎｂ，０．１～２重量％Ｖ，０．０５～１重量％Ｍｏの内の１種以上を添加し、浸炭後の表面炭素濃度を２．０重量％以上にすることによって５μｍ以下のＶ系とＣｒ系の炭化物および炭窒化物を表面から１５０μｍ深さ内部に析出させる方法が開示されているが、浸炭時のセメンタイト析出を容易にするためのＣｒの多量の添加および析出セメンタイトの凝集成長を抑制するためのＶの添加など高価な材料設計となっており、さらに析出セメンタイトへのＣｒ，Ｖ，Ｍｏ，Ｍｎ等の濃縮化によって母相オーステナイト中でのこれら合金元素濃度の低下を来し、浸炭後の焼き入れ性不足による不完全焼き入れ層が発生しやすいことを防止するた

めに炭化物に濃縮しにくいＮｉを添加するため、一段と高価な材料となっているなどの問題点がある。

さらに、特開平８－１２０４３８号公報には高価な合金設計を改善しながら、かつ焼き入れ時の不完全焼き入れ層の発生を抑制するための材料と方法に関する技術が開示されている。特に、この公報では、析出する炭化物を５μｍを越えて成長、凝縮することを防ぐために表面炭素量を１．５重量％以下に設定することが開示されているが、最適炭素量を１．５重量％以下としていることから、その炭化物の析出量はほぼ７体積％以下と低めに設定しており、さらにまた浸透させた窒素は効果的に窒化物もしくは炭窒化物の析出による強化方策として利用されず、浸透した窒素はほとんどが母相のオーステナイト中に固溶させて焼き入れ時の不完全焼き入れ層の発生防止機能として作用しているに過ぎない。

そのため、従来の高炭素浸炭法のように炭化物（セメンタイト）を多量に析出させないことが、先の多量析出を図ることによる高硬度化および焼戻し軟化抵抗性の改善による面圧強度向上に対してマイナス面を持つとともに、焼き入れ性を促進するＣｒ，Ｍｏ等の元素が多量にセメンタイト中に濃縮して、結果として母相のオーステナイト中のこれらの元素が不足することによる焼き入れ不完全層の発生を防止し、これによりセメンタイトの多量の析出を回避して、回転曲げ疲労強度の確保と面圧強度のバランスを図っており、結果的には面圧強度の十分な改善がなされていないという問題点がある。前記公報と類似の方法は、特開平８－３７２０号公報にも開示されており、多量のセメンタイトを析出させるとともに、焼き入れ性の確保の観点から、セメンタイトが排出されやすく、焼き入れ性を高めるＮｉと、セメンタイト中に濃縮する程度が低くかつ効果的に焼き入れ性を高めるＭｏを高濃度に添加する方法が示されている。

また、ベアリング等の軸受け製品においては転動寿命の改善を目的として、鋼中の酸化物，窒化物，硫化物系の介在物を低減する目的から、鋼の精錬段階において充分なる脱ガス工程と特殊なスラグを利用した脱硫、脱燐精錬を何段階にも実施して高清浄度な軸受け鋼を使用する場合が多く、一般的には１０～２０μｍサイズの酸化物系、硫化物系の介在物を低減したこのような高清浄度軸受け鋼の使用によって転動寿命が約１０倍ほどに改善されることが報告されているが、通常の歯車などに使う低炭素な機械構造用鋼では、充分な清浄度が得られにくいことおよび仮にこのような高清浄度な機械構造用鋼が生産されたとしても、その製造コストは非常に高価なものになってしまうという問題点がある。したがって、現状技術における機械構造用鋼の介在物レベルが存在する場合においても面圧強度が改善できる、低コストな技術の開発が必要である。

また、仮に鋼中の介在物量を低減させることができた場合においても、潤滑油中に混入してくるゴミや摩耗粉末などによって接触表面からの疲労損傷が起こりやすく、高面圧強化用部品としては耐ゴミ対応の表面強靱化、強化技術を織り込む必要がある。

本発明は、このような問題点を解決するためになされたものであり、転動や滑りを伴う転動強度および耐摩耗性を必要とする歯車，カム，軸受け部品等の高強度、コンパクト化等に向けた鋼製部品に好適な高耐面圧用鋼部品およびその製造方法を提供することを目的とするものである。

発明の開示

本発明による高耐面圧用鋼部品は、前記目的を達成するために、表面組織において、平均粒径が３μｍ以下の微細な窒化物，炭化物および炭窒化物の１種以上を分散させ、母相のマルテンサイト葉が

これらの分散物によって細かく分断されて微細化されてなる複合組織を有することを特徴とするものである。

また、本発明による高耐面圧用鋼部品の製造方法は、
浸炭、浸炭・浸窒、浸窒法のうち１種以上の手段によって炭素と窒素を表面から拡散浸透させながら分散物を析出させる工程と、
この分散物を析出させる工程に続いて、または独自に鋼のオーステナイト温度領域から急冷してマルテンサイト相を形成させる工程よりなることを特徴とするものである。

本発明においては、接触する表面組織に、少なくとも平均粒子径が０．３μｍ以下の微細な窒化物および／または炭窒化物を分散させることを必須要件として、母相のマルテンサイト葉が従来のレンズ状マルテンサイト葉に較べて、これら窒化物および／または炭窒化物によって細かく分断されて極微細化された不規則形状なマルテンサイト葉にてなる複合組織を有することを特徴として、さらに、３μｍ以下の炭化物（セメンタイト）を分散させ、表面部の硬さを補強して、また残留オーステナイト量２０～８０体積％を組織要因として加えて靱性を向上させ、潤滑油中のゴミや鋼中の介在物に対する耐久性を向上させることを特徴としてなるように、材料的には少なくともＡｌを０．３～３．０重量％を含有する鋼が用いられる。

さらに、加工製品は浸炭，浸窒もしくは浸炭浸窒処理を施して、表面から浸透させる窒素によって０．５～４．５重量％（体積％では約２．４倍）のＡｌＮを極微細に析出させる工程と、さらには平均粒径が３μｍ以下のセメンタイトを３０体積％まで析出させる工程を含めて、母相がオーステナイトである温度領域から焼き入れ、もしくは焼き入れ焼き戻しを実施することによって製造される高耐面圧用部品とその製造方法に要旨を有するものである。なお、窒素の浸透深さは、使用する転動面部品の受ける最大接触面圧（最大ヘ

ルツ面圧）によって発生する最大剪断応力位置の表面からの距離によって任意に調整するべきものであるが、一般的には１ｍｍ以内で、好ましくは浸炭浸窒や浸窒処理の経済性から０．５ｍｍ以下で適用する。

従来の技術は、前記のように高硬度でかつ焼き戻し軟化抵抗性の改善に向けた検討が主体であり、機構的には接触応力に対する表面亀裂の発生抑制型の対応であり、一旦発生した表面亀裂の進展に対しては有効な手段となり得ない点で共通した問題を残している。

本発明では、前記従来型の表面亀裂発生の抑制型の改善技術にさらに、表面亀裂発生後の亀裂進展に対する顕著な抑制作用を組織学的な観点から検討した。特に、亀裂の伝達経路を観察した場合には、材料的な欠陥（例えば素材にある介在物、炭化物凝集体や浸炭、浸炭・浸窒処理の段階で形成される粒界酸化層、大きなセメンタイトとその凝集体や焼き入れ時に発生する不完全焼き入れ層、偏析や焼き割れによる旧オーステナイト粒界等）に沿った亀裂進展以外にもレンズ状マルテンサイトやラスマルテンサイトに沿った亀裂の進展が強化機構の重要な要因であることに注目した。通常の浸炭焼き入れ組織のレンズ状マルテンサイト葉が数μｍ～数１０μｍ程度に比較的大きく、かつその周囲には低硬度な残留オーステナイトが存在し、応力集中し易い状況にあるため、マルテンサイト葉の微細化が重要と考えられるが、通常行うオーステナイト結晶粒の微細化によるマルテンサイト葉の微細化を図った場合でも、精々数μｍ程度が限界であり、顕著な強度改善策としては不十分である。そこで、本発明では大きさの主体が０．１μｍ以下であり、粒状，ロッド状，針状の極微細な窒化物および／または炭窒化物を１～１５体積％の高密度に分散させることによってマルテンサイト葉中に取り込ませることによってその葉の幅サイズを約１μｍ以下にまで顕著に減少

させるとともにその障害物効果によってマルテンサイト葉を屈曲湾曲させ、単純なレンズ状マルテンサイト葉から微細な不規則形状なマルテンサイトに組織変更できるものとすることによって亀裂進展性に対する抗力を発揮させた。また、この効果は、マルテンサイト葉周辺に存在する残留オーステナイトの分布に対しても微細な分散効果を発揮することになり、さらに、残留オーステナイトが接触応力によって一部がマルテンサイト変態する際においても極微細でイレギュラーなマルテンサイトに変態することによって大きなレンズ状マルテンサイト葉同士が衝突する際の応力集中を実質的に下げる作用があると考えられ、また、レンズ状マルテンサイト周辺に存在する残留オーステナイトでの引っ張り残留応力の集中の緩和分散につながることからマルテンサイト葉に沿った亀裂の進展に対しても抗力として作用すると考えられる。

なお、分散物としては先に開示されたセメンタイトよりも顕著に微細な析出体が必要であることから（後述の写真１に示したようにセメンタイト粒の析出によってはマルテンサイトの微細化がほとんど認められていない）、母相オーステナイトに対する固溶度が顕著に小さく、かつセメンタイトよりも母相からの分散物の形成自由エネルギーが顕著に負に大きく（より安定に析出しやすいことを意味する）、かつ鋼中に初めから含有される炭素と反応して炭化物を形成せず、さらに、析出と同時に起こるセメンタイトの成長速度よりも顕著に遅く、かつ分散物の析出によっても実質的に鋼の焼き入れ性を阻害する要因とならないＡｌ窒化物を主体として浸窒処理によって微細に析出させる手段を講じた。

なお、滑りを伴う転動中の接触面では前記表面および表面近傍における亀裂破壊だけでなく最表面での摩耗および焼き付き現象も重要な品質である。本発明においては、前記の面圧強度、耐摩耗性改

善に従来からの公知技術を組み合わせることも可能であり、例えば数μmのセメンタイトを浸炭によって高濃度に分散させて表面硬度を確保することなどである。

肌焼き鋼のように初期の鋼中の炭素濃度が低い場合には、前記浸炭浸窒処理を実施するが、軸受け鋼のレベルの高炭素な鋼に対しては脱炭が起こらない雰囲気での８００～８５０℃での浸窒処理のみを実施することによって窒化物を析出させることによっても十分な面圧強度の改善が可能である。なお、ＳＵＪ２のような軸受け鋼では平均粒径が０．３～１．０μmの粒状セメンタイトを体積率で約１～２．５％分散させた組織としているが、焼き入れ組織におけるマルテンサイト形状はレンズ状のマルテンサイト葉であり、この程度の粒状セメンタイトのサイズと量では、本発明のようなマルテンサイト葉の形状改善が達成されないことが分かる。

また、先に開示された技術（特開平８－１２０４８８号公報）においても析出するセメンタイトサイズおよび量の点においてほぼ軸受け鋼、例えば前記ＳＵＪ２相当の組織変形に対応することから、ほぼ母相マルテンサイトはレンズ状マルテンサイトを形成していると考えられる。なお、この公報においては、軸受け鋼と比べてＶの添加が開示されているが、浸炭処理温度である９３０℃での浸炭表面においてはＶは約０．２８重量％まで固溶が可能であり、実質的にはＶＣは析出しないで、Ｖの多くはセメンタイトに固溶しており、さらに、仮にＶを開示範囲の最大量１重量％添加した場合にはその内の約０．５重量％は鋼素材の段階でＶＣ特殊炭化物としてすでに析出し、０．２８重量％のＶがオーステナイト中に固溶し、残りの０．２２重量％が浸炭時に微細な炭化物として析出することが見積もられるが、ＶＣ炭化物の析出量としては約０．２５体積％程度であり、実施例のセメンタイト析出量と比べてわずかであることから、

母相マルテンサイトの形状に対して大きな影響を与えないことがわかる。

鋼中の介在物および潤滑油中の混入ゴミを噛み込んだときの応力集中緩和対策としては、従来からの公知技術である残留オーステナイト量を調整する手段を前記の本発明に組み合わせた。さらに、後述するように本発明の鋼に浸炭浸窒処理後焼き入れたものにショットピーニングを施して表面層部の残留オーステナイト量を１０～１５体積％に低減した場合に、ローラピッチング寿命が低下し始めたことから、残留オーステナイト量としては２０体積％以上とし、また残留オーステナイトの上限値は８０体積％とした。８０体積％以上であっては、耐摩耗性が劣化し始めるためである。なお、残留オーステナイト量は２０～６０体積％が好ましい。

残留オーステナイトの量的な制御は、浸炭・浸窒または浸窒時の炭素ポテンシャルと窒素ポテンシャルを制御することによって実施するが、さらに表面をショットやロール等の物理的加圧手段やサブゼロ処理等による熱的手段によって、残留オーステナイト相をマルテンサイト変態させて最終的に表面硬度の適正化の観点から調整することとした。

前記複合組織中の微細な窒化物および炭窒化物を実現するために、Ａｌを０．３～３．０重量％含有し、表面に於ける窒素を０．４～２．５重量％含有するが、後述するＡｌ添加量の関係から０．７～１．７重量％を含有することが好ましい。

なお、Ａｌの添加量としては０．２重量％以上において、前記マルテンサイトの微細効果が確認され、面圧強度の向上効果が確認でき、また添加量の上限に関してはあまり厳格な範囲は無いが、４重量％以上の添加によっては面圧部品の鋼の内部組織にフェライト相が析出しやすくなることや素材の加工性が悪くなることから上限を

３重量％としたが、より好ましくは０．５～２重量％である。

また、Ａｌの添加効果からＶについても窒化物分散による同様の作用が期待できるが、前記のように窒化物分散に作用できる有効なＶは実質的には０．２重量％以下であり、Ａｌに期待されるほどの機能はない。しかし、本発明では前記Ａｌの添加効果に、更なる耐磨耗性改善と焼き戻し軟化抵抗性の改善を図るために、表面に炭化物（セメンタイト）を約３０体積％まで析出分解させるとともに、かつ炭化物の分散による疲労強度の低下を防止するために、析出させるセメンタイトの平均粒径を３μｍ以下に調整する目的で、０．５～５．０重量％のＣｒおよび／または０．２～１．０重量％のＶを加えて、先のＡｌ添加の効果と併用することがさらに好ましい。なお、Ｖ添加の上限値については前記のように窒化物の析出でなく、表面のセメンタイトの微細化に作用させることを重点目的とする場合においては（常識的には）１１００℃での高温浸炭を想定すると数重量％程度までの添加が有効であるが、本発明ではコスト的な観点から２重量％を上限値とした。

また、前記Ａｌ窒化物および／または炭窒化物は最表面部においても最も微細に析出し、深くなるにしたがって距離にほぼ比例して粒子径が大きくなることが知られているが、現実的には９００℃以下の温度において窒素を浸透させる場合、表面から０．５ｍｍ以内においては０．３μｍ以下の平均粒子径であり、また、接触応力によって発生する剪断応力は多くの場合において接触表面から０．５ｍｍ以内に最大値を持つことが一般的であることから問題がない。また、析出Ａｌ窒化物および／または炭窒化物をより細かく分散させる手法としては窒素を浸透させる段階の温度を低く設定することが重要であり、好ましくは鋼の焼き入れ性の確保の観点から８００～８５０℃において実施する。

また、以上のように非常に微細なＡｌ窒化物および／または炭窒化物を高密度に分散させたマルテンサイトの焼き戻し軟化抵抗性は顕著に改善することも面圧強度の改善に寄与することが分かる。

前記微細Ａｌ窒化物および／または炭窒化物で分断されたマルテンサイトは最表面部近傍においてはマルテンサイト葉の長さではほぼ１μｍ程度に分断され、光学顕微鏡的には不明瞭な組織となるほど微細化され、表面部の疲労亀裂の発生に対しても顕著な効果を発揮するものと考える。

浸炭浸窒および／または浸窒処理時の表面の炭素濃度は表面硬度を得るために少なくとも０．６重量％以上としたが、窒素濃度は残留オーステナイト量を２０体積％以上とする調整を目的として０．４重量％以上とした。窒素含有量の上限はＡｌ濃度の最大添加量によって大きく変動させるようにし、かつ残留オーステナイト量を最大の８０体積％に調整するために２．５重量％以内とした。なお、好ましくは先のＡｌ添加量範囲からして０．７～１．７重量％である。また、炭素量はおよそ１．１重量％を越えるにしたがってセメンタイトが析出し始めるが、ローラピッチング強度や回転曲げ疲労強度などでの劣化を防ぐため、セメンタイト平均粒径が３μｍを越えないようにセメンタイトの凝集性を防ぐための組織調整する上限値として、ほぼセメンタイト析出量が約３０体積％となる３．０重量％とした。なお、３．０重量％以上に炭素濃度を高めた場合には、Ｃｒ，Ｖの添加調整によってもセメンタイト同士の凝集を防止することが難しくなり、その結果曲げ疲労強度やピッチング強度の低下が有効に防止できない。

なお、前記セメンタイトの析出微細化のためには０．５重量％以上のＣｒの添加が必要であり、かつ０．２重量％以上のＶの併用添加が効果的である。このことは、オーステナイト母相中に析出する

セメンタイトの粒子径に対する合金元素の影響が析出温度におけるセメンタイト中に濃縮する傾向の強い合金元素ほど微細化し（セメンタイト中の合金元素濃度／オーステナイト母相中の合金元素濃度＝分配係数ＫＭと定義して、分配係数が大きいほどセメンタイトに濃縮しやすい合金元素であり、かつセメンタイトの平均粒子径を小さくする作用が強い）、一般の機械構造用鋼に使用される合金元素中では、特にＣｒ，Ｖの分配係数が大きいことから、微細化作用が強く発現しているものである。（例えば、本発明で調査した結果では９００℃におけるＣｒの分配係数ＫＣｒは６．４、Ｖの分配係数ＫＶは１２．３、Ｍｎの分配係数ＫＭｎは２．１、Ｍｏの分配係数ＫＭｏは３．５、Ｎｉの分配係数ＫＮｉは０．２２であった。）また、Ａｌの添加はセメンタイト中への固溶度がほとんど無く、セメンタイトの微細化に効果的に作用しないが、セメンタイトの粒子の成長中にＡｌが強制的にセメンタイトから排出される必要があることから弱いながらも微細化効果が発現され、本発明のように多量のＡｌを添加する場合においては有効的である。さらに、セメンタイトを３０体積％も析出させた場合には、Ａｌが顕著に母相オーステナイト中に濃縮されるようになり、窒素の浸透によるＡｌ窒化物および／または炭窒化物の析出を促進することに作用してより効果的な共存効果を発揮する。Ｃｒの添加量の上限に関しては焼き入れ性とコスト的なバランスを考慮して５重量％以下とした。

本発明に使用する機械構造用鋼は、前記Ａｌを必須成分として、さらにＶ，Ｃｒの１種以上を添加するものとするものであるが、さらに、高面圧用部品の芯部の強度を付与するために、それ以外の成分については下記のような範囲で添加されていることが必要である。

Ｃは所望の芯部硬さを与えるのに不可欠の元素であり、通常は歯車材としては０．１～０．５重量％程度の炭素濃度が鋼素材として

含有させている必要があり、また軸受け鋼では製品段階で浸炭処理を実施しない場合には通常１．２重量％まで炭素を含有させて球状化処理を実施して使用されているが、１．２重量％を越えて使用する場合にはセメンタイトの球状化処理によってセメンタイトの凝集性が大きくなり、転動寿命に良い効果が得られなくなるためであり、本発明においても前記理由から鋼素材として含有される炭素量は０．１～１．２重量％とすることが望ましい。

Ｓｉは通常普通元素として、不可避的に０．２重量％ほどが含有されるものであり、また焼き戻し軟化抵抗性を高める元素として従来より利用されているが通常は１重量％以下の範囲内において使用されている。また、Ａｌと同様に浸窒によるマルテンサイト微細効果が期待できるが、現実的には粒界酸化性を高めることや浸炭性に対するバラツキ性を与えることから１重量％以内に止めることが好ましい。

Ｍｎ，Ｎｉ，Ｍｏはそれぞれ浸炭・浸窒および／または浸窒後の焼き入れ性に対して重要な役割を持っており、本発明においても機械構造用鋼として通常的に使用される範囲内において使用することが好ましい（例えば、Ｍｎ：０．１～１．５重量％、Ｎ：０～４重量％、Ｍｏ：０～１．０重量％、その他ボロン処理）。

Ｎｂ，Ｔｉ，Ｚｒは鋼素材の結晶粒微細化を目的として微量添加されるが、通常の範囲において使用されることは好ましいことである。また、Ａｌと同様に窒化物形成元素として微細な窒化物析出に効果を発揮することが期待されるが、前記のように鋼素材に含有される炭素との反応性が高く、添加量のほとんど前記浸炭浸窒および／または浸窒処理前に炭化物として析出し、現実的に窒素の浸透により、窒化物を析出させるためには多大の添加量が必要となりコスト的に非常に高価なものとなるため、本発明においては鋼素材の結

晶粒微細化に対する使用目的に限定して添加量としては０～０．１重量％の範囲内に限定することとした。

Ｃａ，Ｓ，Ｐｂは通常において切削性の改善を主目的に添加することが多い。このような目的のためには、前記本発明の面圧強度改善高価と勘案して必要目的に応じて添加量を調整しながらしようすることが好ましい。

なお、前記のように浸炭浸窒および／または浸窒によって表面炭素量と表面窒素量をコントロールすることによって焼き入れ後の表面層近傍中の残留オーステナイト量を主体的に制御しているが、前記のようにショットピーニングやサブゼロ処理のような物理的もしくは熱的な手段よって残留オーステナイト量を調整することが可能である。ショットピーニングにより残留オーステナイト量が表層部からのＸ－線解析法によってほぼ１０体積％以下に減少した場合の転動寿命はそのバラツキが大きくなる傾向になり、２０体積％以上の存在によって、安定した面圧強度が得られるようになる傾向が認められる。しかし、８０体積％の残留応力が存在する場合には、転動寿命よりも転動面での摩耗が進行するようになり、かつ表面硬度も顕著に低下するため、残留オーステナイト量の好ましい体積％として最表面５０μｍまでの領域においては２０～６０体積％とし、またさらに０．５ｍｍ深さまでは２０～８０体積％とした。

本発明に適用する浸炭、浸炭浸窒処理および／また浸窒処理を施すに際しては、一般的には９００℃以上の温度において一旦浸炭した後に８５０℃付近の温度に冷却した後にアンモニアガスを追加添加しながら浸炭、浸窒雰囲気を形成させて脱炭しないか、もしくは加炭する条件で浸窒する方法が実施されている。しかし、本発明では９３０℃以上でほぼ１１００℃までの高温で表面炭素濃度が１．１重量％以上から約２重量％以下になるように浸炭した後、一旦Ａ

A_1 点温度以下に冷却し、ベイナイト，マルテンサイト，パーライト等の組織状態にした後にA_1 点温度以上に再加熱して９００℃以下の温度で粒状の微細なセメンタイトを析出もしくは分散させながら、浸炭浸窒雰囲気もしくは浸窒雰囲気で炭素および／または窒素を拡散浸透させることによってセメンタイトが３０体積％を越えない３．０重量％炭素、窒素濃度を２．５重量％まで含有させる方法を採ってもよい。

本発明に適用する浸炭浸窒処理および／または浸窒処理法としては、特に限定されるものではなく、通常のガス浸炭浸窒、ガス浸窒や減圧ガス雰囲気での浸炭浸窒、浸窒およびプラズマ雰囲気中での浸炭浸窒、浸窒法など、前記浸炭浸窒、浸窒条件を満たすように適時変更して実施できればよい。

本発明においては、Ａｌ，Ｖ等の強力な窒化形成元素を効果的に添加することによって、浸炭浸窒および／または浸窒処理において極微細な窒化物を歯車やベアリング転動面表面層に緻密に分散析出させ、その後の焼き入れ操作によって析出窒化物もしくは炭窒化物によって微細に分断されたイレギュラーな針状マルテンサイトを母相に形成させることによって、転動中に表面近傍に発生する疲労亀裂の発生とその進展を強力に抑制することによって、大きな面圧のかかる高面圧用部品の面圧強度を顕著に高めることができた。

また、レンズ状マルテンサイトを効果的に分断，微細化する分散物としてＡｌを主体とする窒化物および／または炭窒化物を使用することによって、析出物の極微細化が図られ、かつ鋼に初めから含有される炭素との反応性がなく、添加量のほぼすべての量が浸炭窒化および／または浸窒処理反応時に効率よく析出物利用できることが分かった。さらに、Ａｌの窒化物および／または炭窒化物の分散効果に加えて、鋼素材中にＣｒ，Ｖを併用添加し、表面に３μｍ以

下の微細なセメンタイトを同時に多量に分散析出させることによって、疲労強度の劣化を防止させながら、面圧強度を加算的に強化できた。

前記浸炭浸窒、浸窒処理後は、油焼き入れ，水焼き入れ等によって浸炭浸窒および／または浸窒部を焼き入れ硬化させることによって、Ａｌ窒化物および・または炭窒化物を極微細に析出させマルテンサイト葉を微細化した硬化層が得られ、耐ピッチング性に優れたものとなる。焼き入れ方法としては鋼のＡｌ点変態以上の温度から焼き入れるか、あるいはＡｌ点以下の温度に冷却後Ａｌ点温度以上に再加熱して焼き入れることが好ましい。特に、Ａｌ窒化物を析出させる本発明による鋼では、再加熱焼き入れによって浸窒層部の平均結晶粒が５μｍ程度以下に微細化することが容易であり、回転曲げ疲労強度の改善等に効果的に作用する。

図面の簡単な説明

図１は、本発明の一実施例に係る高耐面圧用鋼部品である回転曲げ試験片の側面図、

図２は、本実施例のローラピッチング試験片の小ローラ試験片の側面図（ａ）および大ローラ試験片の側面図（ｂ）、

図３は、本実施例の浸炭期にセメンタイトを析出させない浸炭浸窒処理の説明図、

図４は、本実施例の浸炭期にもセメンタイトを析出させる浸炭浸窒処理の説明図、

図５は、本実施例の浸窒処理図、

図６は、本実施例の浸炭期にセメンタイトを析出させない浸炭浸窒処理した小ローラを用いて調査したピッチング寿命の結果図、

図７は、本実施例のＮｏ．６とＮｏ．１０の表面近傍における金

属組織を示す組成比較写真、

図８は、本実施例の最表面から１００μｍの位置での金属組織を示す高倍率写真、

図９は、本実施例ＥＰＭＡによる表面での金属組織を示す窒素分析結果写真、

図１０は、本実施例の浸炭浸窒後に焼き入れして形成された表面浸窒部のローラピッチング寿命の結果図、

図１１は、本実施例の浸炭期にもセメンタイトを析出させる浸炭浸窒処理した小ローラを用いて調査したピッチング寿命の結果図、

図１２は、本実施例の浸炭期にセメンタイトを析出させない浸炭浸窒処理の熱処理後の回転曲げ疲労強度の結果図、

図１３は、本実施例の浸炭期にセメンタイトを析出させない浸炭浸窒処理の熱処理後の回転曲げ試験片にショットピーニング処理を施した場合の疲労強度の結果図である。

発明を実施するための最良の形態

次に、本発明による高耐面圧用鋼部品およびその製造方法の具体的な実施例について、図面を参照しつつ説明する。

表１には、本発明に用いられる組成範囲内の鋼と比較材用の鋼の成分組成が示されている。供試鋼中の炭素量は歯車などの肌焼き鋼の例としてよく使われる０．２重量％から中炭素鋼および軸受け鋼の代表であるＳＵＪ２相当の炭素量１．１重量％までのものを用いた。また、Ｎｏ．１～８には、ＡｌとＶの添加効果を検討するための水準を準備し、前記浸炭浸窒によるＡｌ窒化物および／または炭窒化物の分散効果と微細セメンタイトの分散効果の相互効果について検討した。さらに、Ｎｏ．９～１２には比較材として中炭素鋼、ＳＮＣＭ４２０Ｈ，４２０Ｈ，ＳＵＪ２を準備した。

表 1

供試鋼の合金成分表

		C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	Al	
本発明材	No. 1	0.55	0.24	0.75	0.47				0.52	
	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	
比較材	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					

これらの供試鋼は溶製後、熱間鍛造、焼きならし処理した後に、図１，２に示すように回転曲げ試験片とローラピッチング試験用小ローラ片に加工される。また、ローラピッチング試験用の大ローラ片には、ＳＵＪ２を焼き入れ焼き戻し、硬度でH_R Ｃ６４に調整して使用される。また、本実施例での浸炭浸窒および浸窒処理は図３，４，５に示される方法で実施されている。なお、浸炭浸窒、浸窒処理時の炭素ポテンシャルＣｐは、浸炭ガス組成中のCO_2 ガス濃度を調整することによって実施し、窒素ポテンシャルＮｐは、アンモニア流量を変えることによって調整される。

なお、図３はＣｐを０．８重量％に調整しながら９３０℃で浸炭した後、８５０℃で浸窒を実施する浸炭浸窒処理を施したものであり、この条件においては浸炭時にはセメンタイトの析出が起こらないようにして、浸窒時にＡｌ窒化物が析出するようにした条件であるが、１重量％以上のＣｒを含有する鋼では一部セメンタイトが少量析出する場合がある。これは、Ｃｐを制御する場合には浸炭ガスのＲＸガス中のＣＯ２％（０．２５％）をコントロールの難しさを避けた結果であり、実質的なＡｌ添加効果を確認するのに支障はない。

また、図４はＣｐを１．４重量％に設定し、浸炭期においても積極的にセメンタイトの析出を図ると同時に、８５０℃での浸窒によってＡｌ窒化物の析出を図ったものである。

そして、図５は高炭素な軸受け鋼水準のＮｏ．８，１２に対して８３０℃での浸窒を実施したものである。なお、すべての水準における焼き戻し処理は１６０℃×２時間の条件に統一した。

また、８５０℃における浸窒時間によって、ほぼ浸透窒素深さは０．２ｍｍ程度になるように統一した。

熱処理後の試験片表面層の炭素，窒素濃度は試験片断面を検量線

を用いたＥＰＭＡ（Ｘ線マイクロアナライザー）によって適時分析される。また、表面近傍層に析出するＡｌ窒化物および／または炭窒化物の観察やマルテンサイト組織の観察は光学顕微鏡と走査型電子顕微鏡が適時に用いられている。さらに、表面転数は外羽根３の回転数よりも多く設定されている。さらに、表面槽近傍での各位置における残留オーステナイト量や残留応力の測定は表面から電解研磨を施して実施した。

ローラピッチング疲労試験の条件は、図２に示される供試鋼の小ローラにＳＵＪ２で加工した大ローラ片を押し当てながら、回転数１０５０ｒｐｍ，滑り率－４０％で条件を固定し、面圧を２５０～３７５ｋｇ／ｍｍ^2 の範囲において適時に調整しながら、面圧強度を評価した。なお、ピッチング発生の判定条件は小ローラにピッチ欠陥が１個発生するまでの回転数で評価した。なお、ローラピッチングのランアウト回数は２０～３０×１０^6 回とした。

また、回転曲げ疲労強度は回転速度３６００ｒｐｍで２０×１０^6 回をランアウト条件として曲げ疲労強度を評価した。

図３に示される条件で浸炭浸窒した小ローラ片を用いて、調査したピッチング寿命が図６に示されている。Ａｌを実質的に含有しないＮｏ．９～１１のピッチング寿命を基準に検討すると、これらのピッチングの寿命バラツキ下限として図６中の破線で示すことができるが、Ａｌを０．３重量％以上を含有するＮｏ．１，４，５，６，７，８のローラピッチング寿命は明らかにＡｌ添加量の増加とともに高寿命化していることがわかる。特に、Ａｌをほぼ１重量％含有するＮｏ．４，６は本実施例の最大のヘルツ面圧３７５ｋｇ／ｍｍ^2 においても、そのほとんどがランアウトする極めて高強度な耐面圧強度を示しており、０．３１重量％Ａｌを含有するＮｏ．５においても顕著なＡｌ添加効果が認められる。なお、２．５３重量％Ａ

１を添加したＮｏ．７のピッチング寿命がＮｏ．４，６のものに比べて短寿命側に位置する原因はＮｏ．４，６等の窒素浸窒深さが前記のように０．２ｍｍであることに対して図３に示した条件では、時間的に充分でなく、浸透深さが０．０５～０．１２ｍｍ程度と薄く、ばらついているためであり、８５０℃での浸窒時間を長くすることによって改善できる。また、実質的なＡｌが添加されていないが、０．４２重量％のＶを含有させたＮｏ．２においてもＶ窒化物による効果がわずかに認められるが、Ａｌの添加効果と比べてさほど顕著でないことがわかる。さらに、Ｃｒを２．８５重量％添加したＮｏ．３のピッチング寿命がほとんど改善されていないことから、セメンタイトを積極的に析出させない本浸炭浸窒条件においてはＣｒの添加効果はあまり重要なものでなく、浸透してくる窒素との作用が小さいことがわかった。

図７には、代表的なＡｌ添加材料Ｎｏ．６との比較材のＮｏ．１０の表面近傍に於ける金属組織を示す組成比較が示されている。この図７から明らかなように、Ｎｏ．６の最表面近傍ではマルテンサイトが極微細に析出しており、そのマルテンサイト葉の平均長さも１μｍ程度以下に微細化され、さらに光学顕微鏡では針状に見受けられるマルテンサイト葉はこれらの細かな極微細なマルテンサイトが連なったものからなり、比較材料とのマルテンサイト葉との組織形態において明らかな相違を示している。また、図８は最表面から１００μｍ位置での金属組織を示す高倍率写真を示したものであるが、マルテンサイト葉の内部には均質に分散した平均粒子が０．３μｍ以下のＡｌ窒化物が含まれていることが分かり、これらの微細なＡｌ窒化物および／または炭窒化物の分散物によってマルテンサイト葉が幅で約１μｍ以下に微細に分断され、結果として不規則形状なマルテンサイト葉になっていることが分かる。なお、比較材に

おいても０．１～０．２μｍ程度の粒径のセメンタイトが少量析出しているが、実質的にはマルテンサイト葉の形状は非常に直線性のあるレンズ状マルテンサイト葉になっており、このサイズレベルでの分散物によるマルテンサイト葉の微細効果が認められていないことは明らかである。また、表面に析出するＡｌ窒化物および／または炭窒化物の形状は微細な粒状以外にも径が０．３μｍ以下にファイバー状（ロッド状）のものが多く認められ、この析出形態が短繊維強化的な作用を強くすることも本発明における特徴である。

また、図９にはＥＰＭＡによる表面での金属組織を示す窒素分析結果を示したが、Ｎｏ．６では１．２重量％、Ｎｏ．１１では０．７重量％である。なお、各試験片の表面窒素濃度はＡｌ濃度によって大きく変化するが、その変化量は添加したＡｌがすべてＡｌＮになると仮定して、ＡｌＮの化学量論的組成から算出される窒素量にほぼ等しくなっている。また、炭素量はほぼ目的通りに含有されている。

さらに、Ｎｏ．６，１１の表面層の残留オーステナイト量はほぼ４０～６０体積％の範囲に入っていることがＸ線解析によって確認されている。傾向としては、最表面から２０μｍ位置での残留オーステナイト量はＡｌ添加したＮｏ．６の方がＮｏ．１１に比べて約１２体積％程度多い。しかし、全般的にいえることは、浸炭浸窒処理後の焼き入れ組織においては残留オーステナイト量は浸透させた窒素量によって大きく影響されており、本実施例ではすべて３０体積％以上を確認している。

図１０には、浸炭浸窒後に焼き入れして形成された表面浸窒部分のローラピッチング寿命に対する影響を確認するために、前記浸炭浸窒処理したＮｏ．６の浸窒０．２ｍｍ部分を表面から０．１０ｍｍ，０．１５ｍｍを除去した場合のピッチング結果を示した。さら

に、Ｎｏ．６の表面層にアークハイト０．９の条件で、ショットピーニングを施し、表面の残留オーステナイト量を１４％程度に減少させた場合のピッチング結果についても合わせて示した。

この結果浸窒層の除去量が多くなるにしたがって顕著にピッチング寿命は低下し、最終的にはＡｌ窒化物によるマルテンサイト微細化結果の無い比較材の浸炭浸窒処理強度とほぼ同じになることがわかる。また、ショットピーニングによる残留オーステナイト量の低減も、特に実施例の最高面圧３７５ｋｇ／ｍｍ^{2}においてピッチング寿命を低下させているが、浸窒層の除去効果ほど顕著でないことも分かった。ただし、ショットピーニングは表面部を顕著に硬化させる作用と高い圧縮残留応力の発生効果のあることが良く知られており、ピッチング強度と耐摩耗性、曲げ疲労強度を高める要因としてのプラス面の作用も期待できることから、表面部の残留オーステナイト量を約２０体積％以下にならない範囲で使用することは好ましい。

図４に示される条件で高濃度の炭素を浸透させて積極的セメンタイトを析出させながら浸炭浸窒したＮｏ．２，３，４，６，１１の小ローラ片を用いて、調査したピッチング寿命が図１１に示されている。また、鋼素材が高炭素濃度で、すでにセメンタイトを析出している軸受け鋼水準のＮｏ．８，１２に対して、図５に示した浸窒処理したピッチング結果についても図１１に合わせて示されている。また、寿命評価基準として、先の図６の破線で示したピッチング寿命下限値線も図１１に示されている。

一般的には、比較材においても５μｍ以下のセメンタイトの析出によって顕著なピッチング寿命の向上が確認できるが、Ａｌの添加によって更なるピッチング寿命の向上の図れることが分かった。とくに、セメンタイトの析出効果とＡｌ窒化物の析出による極微細マ

ルテンサイトの析出効果は、例えばＮｏ．３，４の寿命比較や軸受け鋼水準のＮｏ．８，１２の寿命比較からも明らかに確認でき、本発明の両効果の加算性が確認できた。

なお、Ｎｏ．２，６，１１の表面炭素量は１．５～１．８重量％で平均粒径が２～５μｍのセメンタイトが析出した組織であり、Ｎｏ．３，４の表面炭素量は２．３～２．６重量％の範囲にあり、平均粒径が１．５～２．５μｍのセメンタイトが析出した組織である。なお、Ｎｏ．１１のＳＣＭ４２０Ｈ比較材では５μｍ、Ｎｏ．３では２．５μｍであり、Ｃｒを多く含有するにしたがって析出セメンタイトは細かくなっており、従来報告の傾向と合致しているが、さらにＡｌを添加した鋼においてはさらにそのセメンタイトの微細化効果が確認できた。また、このような炭素量とセメンタイト粒径の違い、およびＡｌ窒化物の析出効果の組織的な観点から前記ピッチング寿命の改善効果がほぼ合理的であることがわかる。

図１２は図３の熱処理後のＮｏ．６，１１の回転曲げ疲労強度を示したものである。Ｎｏ．６の表面層０．２ｍｍには、前記のように浸窒によるＡｌ窒化物の析出層が存在して、表面部での曲げ応力の切り欠き効果による応力集中発生が懸念されるが、図１２の結果からその心配のないことが分かる。このことは析出するＡｌ窒化物のサイズが０．３μｍ以下と非常に極微細であるためである。また、同図にはアークハイト０．９でショットピーニングしたときの回転曲げ疲労強度についても示したが、Ｎｏ．１１とほぼ同じ効果が認められており、表面部の強加工を受けたときにおいてもＡｌ窒化物の析出が応力集中点として作用しないことが分かる。以上と同じ効果は、Ｎｏ．８，１１の軸受け鋼水準に図５の熱処理を施したものの回転曲げ疲労強度の比較においても確認できている。

図１３は、図４の熱処理を施したＮｏ．３，４，６，１１の回転

曲げ疲労強度結果を比較して示したものであるが、前記のようにＮｏ．１１の表面には平均粒径が約５μｍのセメンタイトが析出しているのに対して、Ｎｏ．６では、セメンタイトの平均粒径が約２μｍに細かくなっていることから、Ｎｏ．１１の回転曲げ強度はセメンタイトを析出させない場合に比べて、約１０％程度の強度低下が認められた。しかし、前記Ａｌ添加によりセメンタイト粒径を約２μｍに細かくしたＮｏ．６では、その強度低下はほとんど認められないことから、セメンタイトを表面に析出させて使用する場合には、セメンタイト平均粒径は３μｍ以下になるように熱処理することが好ましいと考える。また、Ｎｏ．６，１１の熱処理後の回転曲げ試験片にアークハイトが０．９のショットピーニング処理を施した場合の疲労強度についても図１３に合わせて示したが、セメンタイト粒径の大きなＮｏ．１１については大きな改善効果が達成できないのに対して、微細なセメンタイトを析出させたＮｏ．６の回転曲げ疲労強度には顕著な改善効果が認められたことから、疲労強度的な観点からは、セメンタイト平均粒径を３μｍ以下にすることも大切であるが、セメンタイトの凝集物をなくすこともより大切であることがわかった。さらに、同図１３にはＮｏ．３，４の図４の熱処理後の回転曲げ疲労強度についても合わせて示したが、セメンタイト量が約２５体積％であっても、セメンタイト粒子の平均径がそれぞれ２．５μｍ，１．５μｍと微細化されていることによって、疲労強度に顕著な低下が認められないことがわかり、このことから、セメンタイト量は３０体積％程度まではセメンタイトの微細化によって強度の劣化無く面圧強度の改善に寄与できることが分かった。ただし、３０体積％を越えるセメンタイトを析出させる場合には、多くのセメンタイトが凝集し、粗大化する危険性が大きいことを認めており、３０体積％以上のセメンタイトを析出させる場合において

顕著な面圧強度の改善効果が期待できない。

なお、Ａｌ窒化物の析出サイズを小さくするためには図３～５に示した浸窒処理する温度を低く設定することが効果的と考え、さらに図４に示したように浸炭によってセメンタイトを積極的に析出させるためにも浸炭温度を低く設定することが好ましいが、現実的な浸炭浸窒、浸窒処理は８００℃以上で行うことが好ましい。

本発明によれば、Ａｌ窒化物等極微細な析出物を浸炭浸窒および／または浸窒法によって析出させた後に、焼き入れで生成されるマルテンサイト葉を極微細化することにとって、接触応力によって引き起こされる疲労破壊が顕著に改善できた。特にその特徴は回転曲げ強度に対する強度低下もなく、かつ安価なＡｌ等の合金元素を添加する鋼を用いることによって容易に達成できることは非常に経済的である。また、本発明は細かなセメンタイトを析出させて使用する場合においても、セメンタイト粒中からＡｌが排出され、母相の焼き入れ性を阻害することがなく、かつ析出するセメンタイト粒を微細にする作用があり、さらに浸窒処理によるＡｌ窒化物の析出に対しても有効に作用して、転動疲労での平均寿命の顕著な向上を可能にしている。

したがって、本発明は転動や滑りを伴う転動強度および耐摩耗性必要とする歯車、カム、軸受け部品等の高強度、コンパクト化等に向けた鋼製部品に好適なものである。

請求の範囲

1．　表面組織において、平均粒径が３μｍ以下の微細な窒化物，炭化物および炭窒化物の１種以上を分散させ、母相のマルテンサイト葉がこれら分散物によって細かく分断されて微細化されてなる複合組織を有することを特徴とする高耐面圧用鋼部品。

2．　前記微細な窒化物および／または炭窒化物の分散物は大きさの主体が０．３μｍ以下であり、微細な窒化物および／または炭窒化物の１種以上の分散物の含有率が１体積％以上からなることを特徴とする請求項１に記載の高耐面圧用鋼部品。

3．　前記母相のマルテンサイト葉は、通常浸炭組織のレンズ状マルテンサイトに較べて顕著に針状化され、０．３μｍ幅以下の微細な窒化物および／または炭窒化物の分散物によって分断され、葉の幅が１μｍ以下になる微細マルテンサイト葉が主体となり、かつ顕著に不規則化されてなることを特徴とする請求項１に記載の高耐面圧用鋼部品。

4．　前記複合組織に２０～８０体積％の残量オーステナイトを含ませることを特徴とする請求項１に記載の高耐面圧用鋼部品。

5．　前記炭化物は平均粒径のセメンタイトを主体として、最大３０体積％まで分散されることを特徴とする請求項１に記載の高耐面圧用鋼部品。

6．　Ａｌを０．３～３．０重量％含有し、表面において窒素を０．４～２．５重量％含有する鋼を使用することを特徴とする請求項１に記載の高耐面圧用鋼部品。

7．　Ｃｒを０．５～５．０重量％およびＶを０．２～１．０重量％含有して表面における炭素含有量が１．０～３．０重量％である鋼を使用することを特徴とする請求項１に記載の高耐面圧用鋼部品。

8．　炭素含有量が０．６～３．０重量％、窒素含有量が０．４～２．５重量％であることを特徴とする請求項１に記載の高耐面圧用鋼部品。

9．　歯車、ベアリングの転動体およびそのレース、カム構成部品等の接触疲労強度および耐摩耗性を必要とする駆動力伝達部品に適用することを特徴とする請求項１乃至８のうちのいずれかに記載の高耐面圧用鋼部品。

１０．　さらに、Ｓｉ，Ｍｎ，Ｍｏ，Ｎｉ，Ｂ，ＳおよびＰ等の不純物成分や合金成分を通常の成分範囲において添加してなることを特徴とする請求項６乃至８のうちのいずれかに記載の高耐面圧用鋼部品。

１１．　歯車、ベアリングの転動体およびそのレース、カム構成部品等の接触疲労強度および耐摩耗性を必要とする駆動力伝達部品に適用することを特徴とする請求項１０に記載の高耐面圧用鋼部品。

１２．　前記請求項６乃至９のうちのいずれかに記載の成分鋼を用いる高耐面圧用鋼部品の製造方法であって、

浸炭、浸炭・浸窒、浸窒法のうち１種以上の手段によって炭素と窒素を表面から拡散浸透させながら分散物を析出させる工程と、

この分散物を析出させる工程に続いて少なくとも表面層においては鋼のオーステナイト温度領域から急冷してマルテンサイト相を形成させる工程からなることを特徴とする高耐面圧用鋼部品の製造方法。

１３．　前記請求項６乃至９のうちのいずれかに記載の成分鋼を用いる高耐面圧用鋼部品の製造方法であって、

浸炭によって炭素を表面から拡散浸透させた後、いったん共析

変態温度以下に冷却させ、続いて少なくとも表面層においては鋼のオーステナイト温度領域に再加熱し、浸炭、浸窒雰囲気のもとで粒状炭化物を分散させると共に表面から拡散浸透させた窒素と炭素によって窒化物および炭窒化物を分散させた後に急冷してマルテンサイト相を形成させる工程からなることを特徴とする高耐面圧用鋼部品の製造方法。

１４．　前記請求項６，７または９に記載の合金成分を含有し、かつ炭素量が１．２重量％を越えない鋼を使用することを特徴とする請求項１２または１３に記載の高耐面圧用鋼部品の製造方法。

１５．　高耐面圧用鋼部品の表面をショットもしくはロール等の物理的手段によって残留オーステナイト相をマルテンサイト変態させて前記残量オーステナイト量を調整することを特徴とする請求項１２または１３に記載の高耐面圧用鋼部品の製造方法。

１６．　浸炭、浸炭・浸窒、浸窒法の１種以上の方法によって、表面部近傍層に浸透させた炭素および／または窒素の成分量を制御し、鋼のオーステナイト温度領域からの急冷によって前記複合組織に含まれる残量オーステナイト量を２０～８０体積％析出させることを特徴とする請求項１２または１３に記載の高耐面圧用鋼部品の製造方法。

１７．　前記請求項６，７または９に記載の合金成分を含有し、かつ炭素量が１．２重量％を越えない鋼を使用することを特徴とする請求項１６に記載の高耐面圧用鋼部品の製造方法。

１８．　高耐面圧用鋼部品の表面をショットもしくはロール等の物理的手段によって残留オーステナイト相をマルテンサイト変態させて前記残量オーステナイト量を調整することを特徴とする請求項１７に記載の高耐面圧用鋼部品の製造方法。

図1

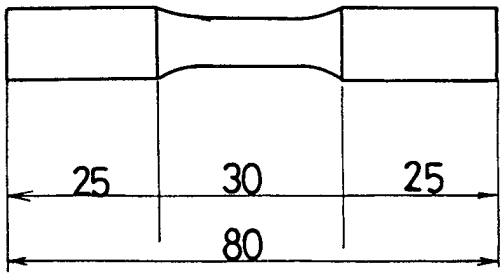




図2（b）

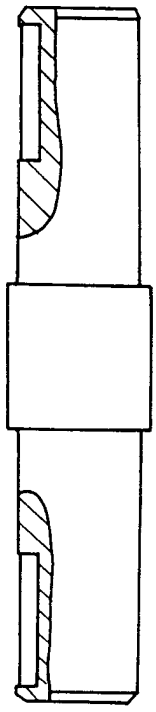


図2（a）

図3

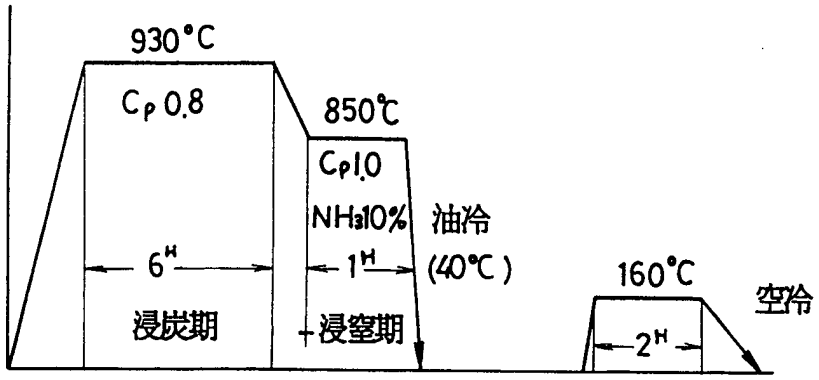


図4

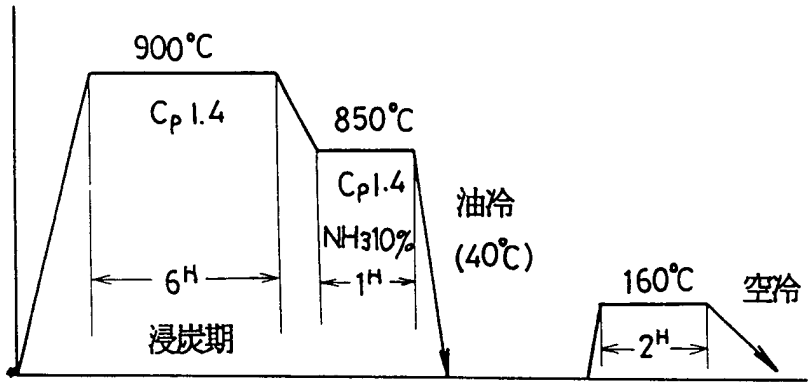


図5

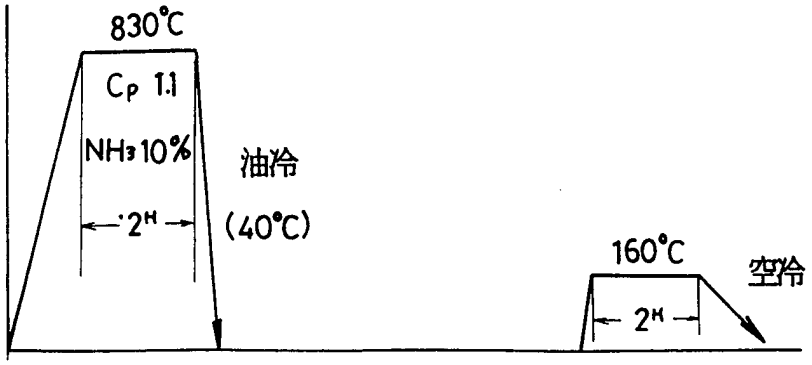


図6

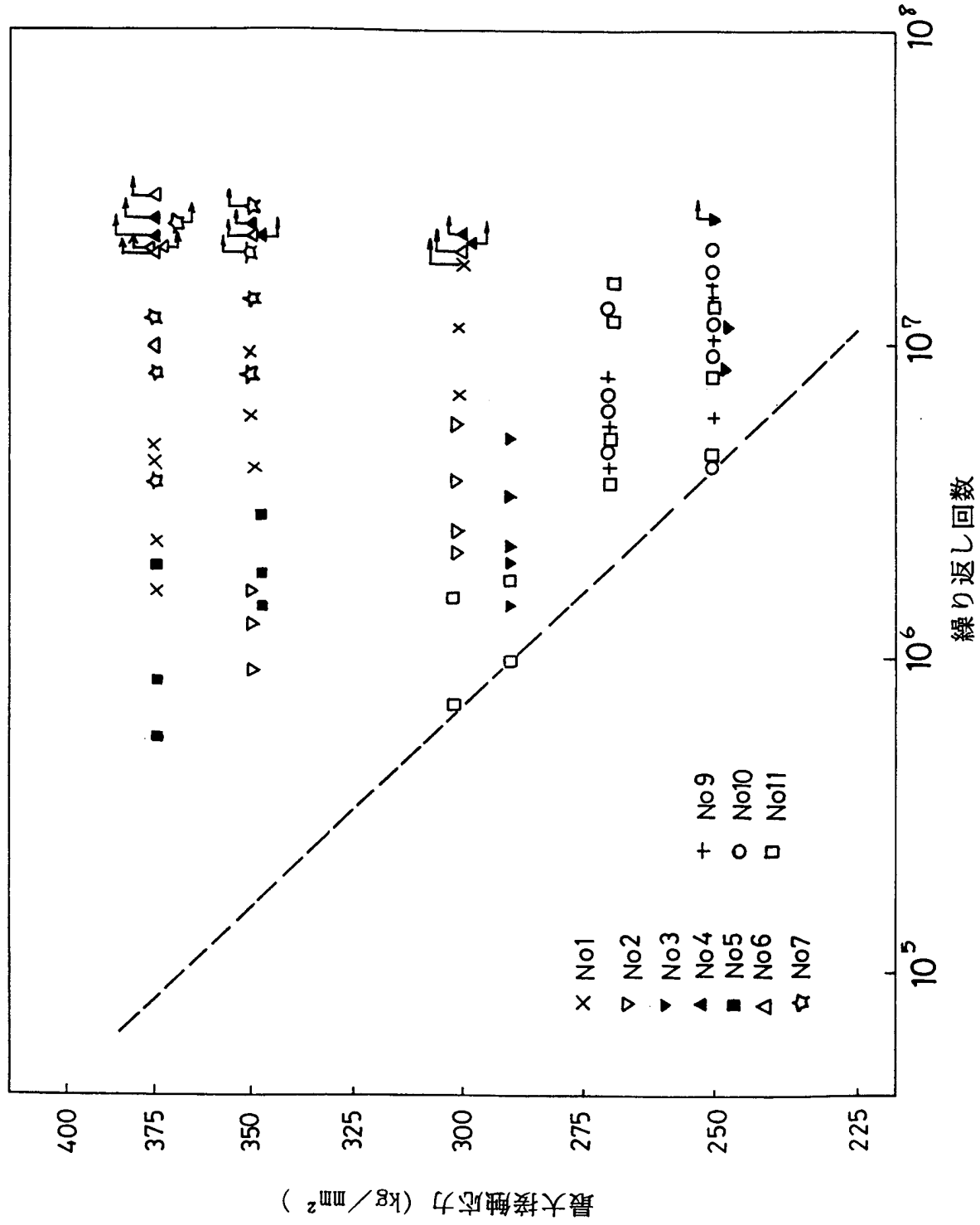
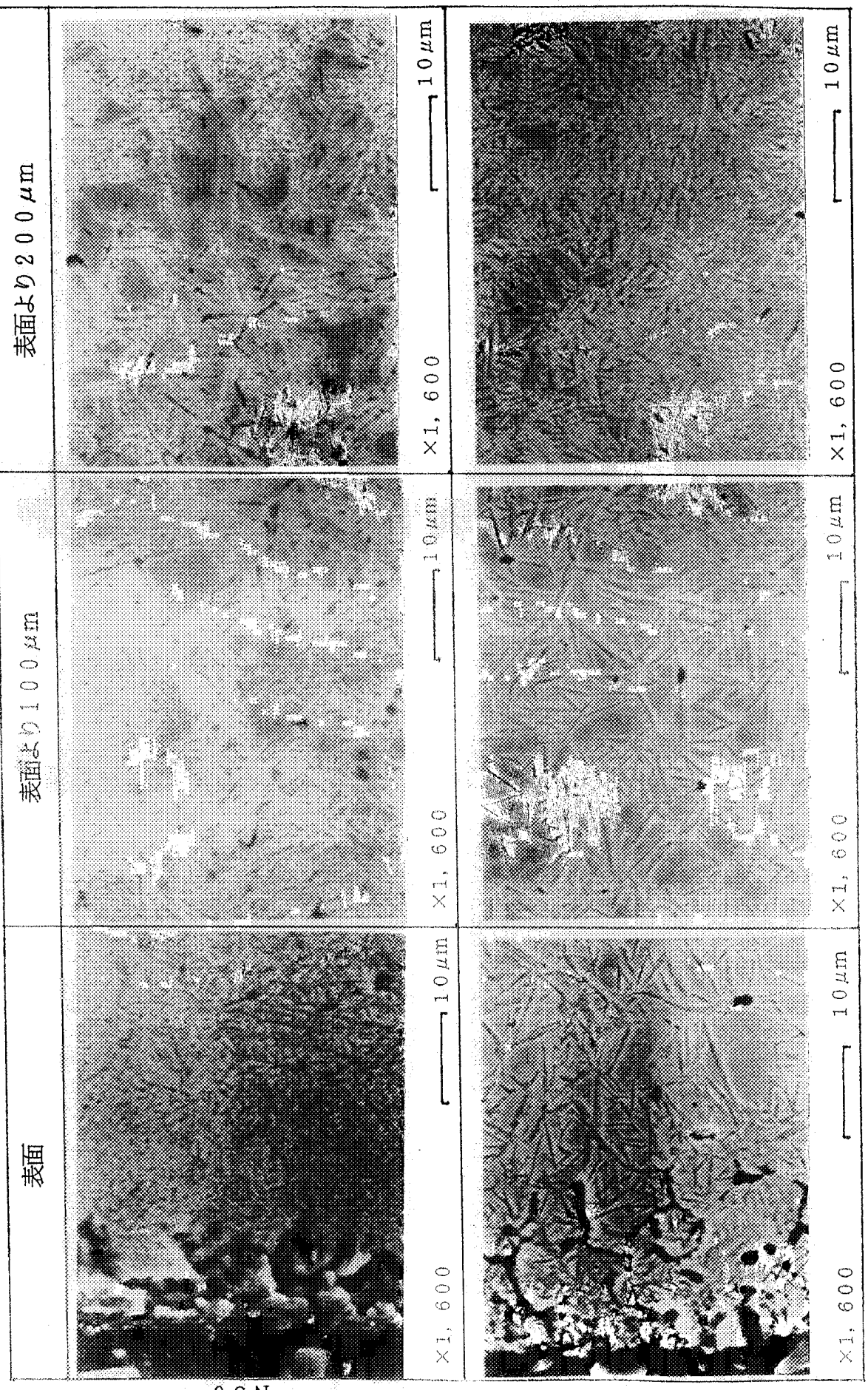

最大接触応力 (kg/mm²)
400
375
350
325
300
275
250
225
10⁵
10⁶
10⁷
10⁸
繰り返し回数
No1
No2
No3
No4
No5
No6
No7
No9
No10
No11

図7



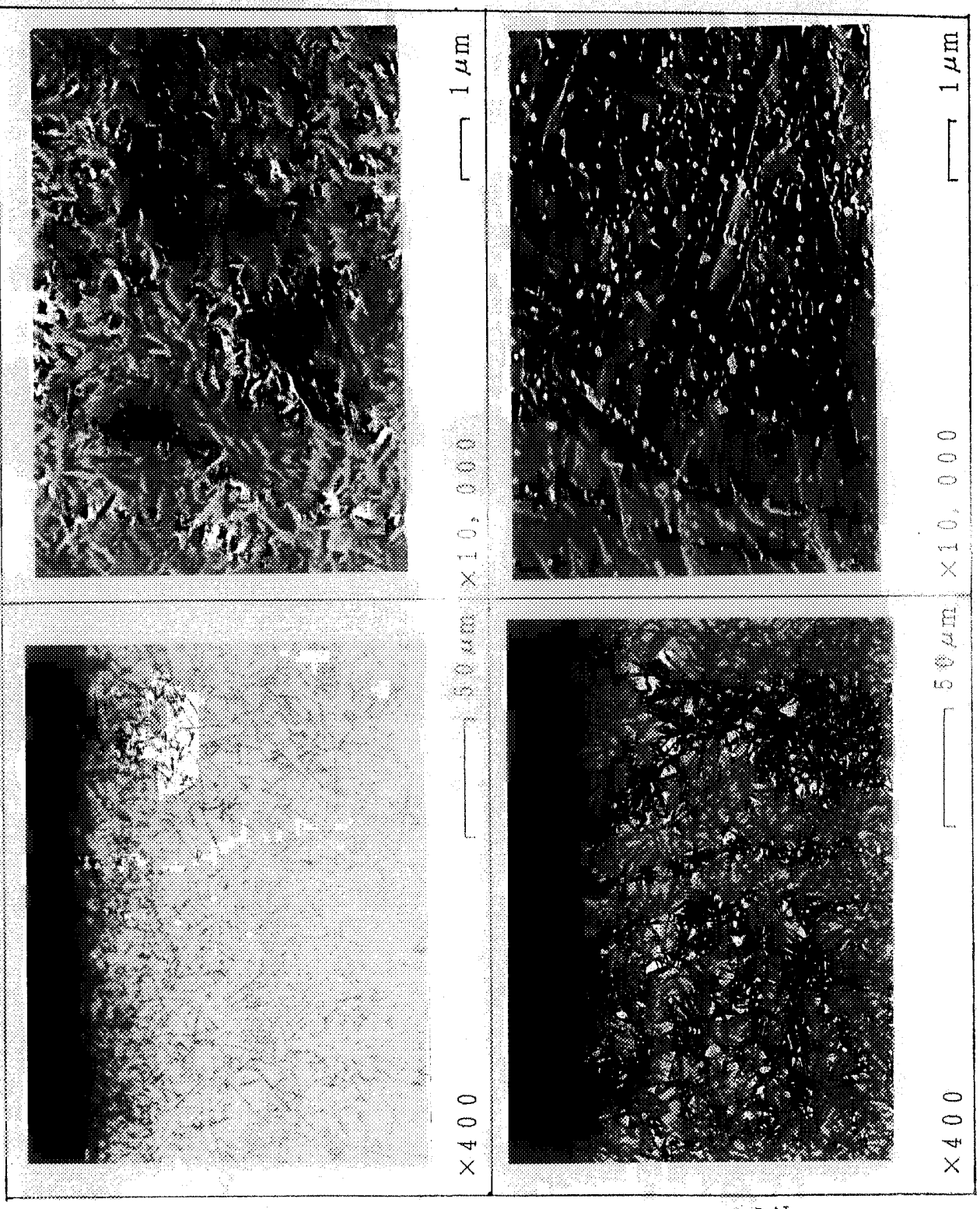


図 8

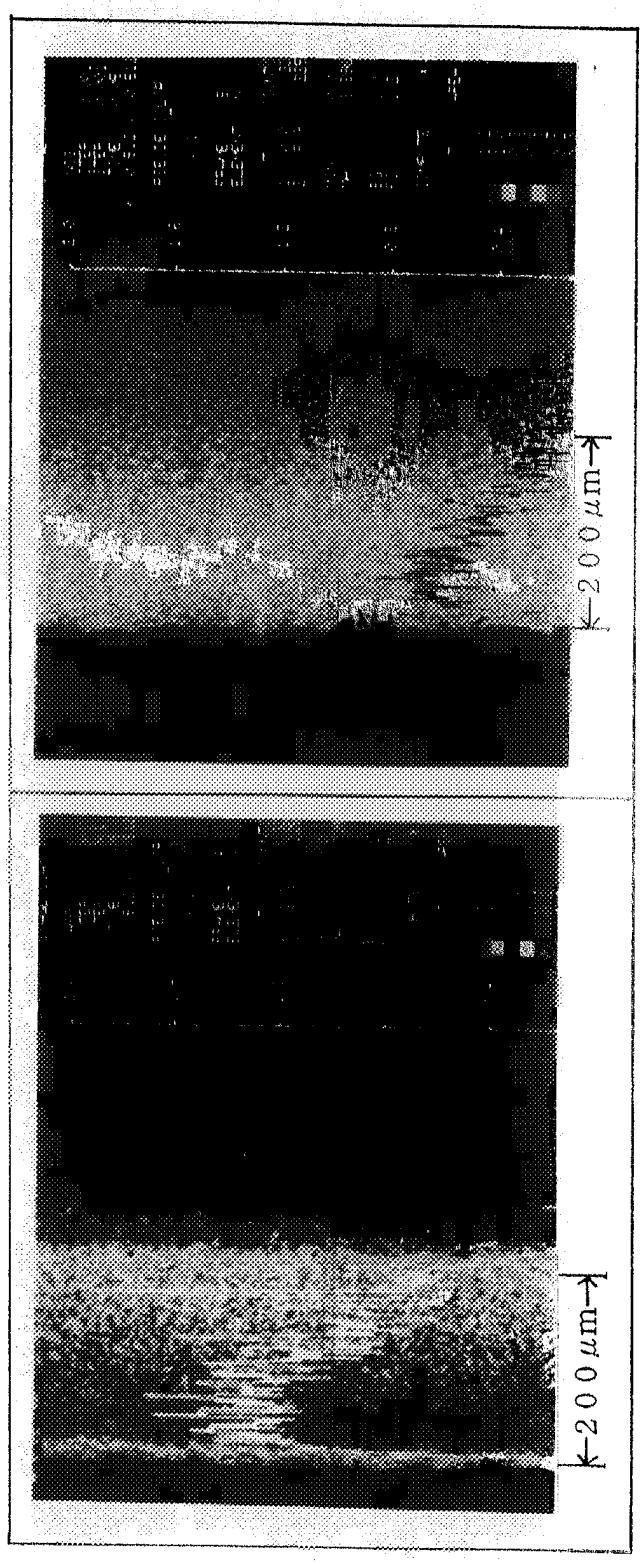


図9

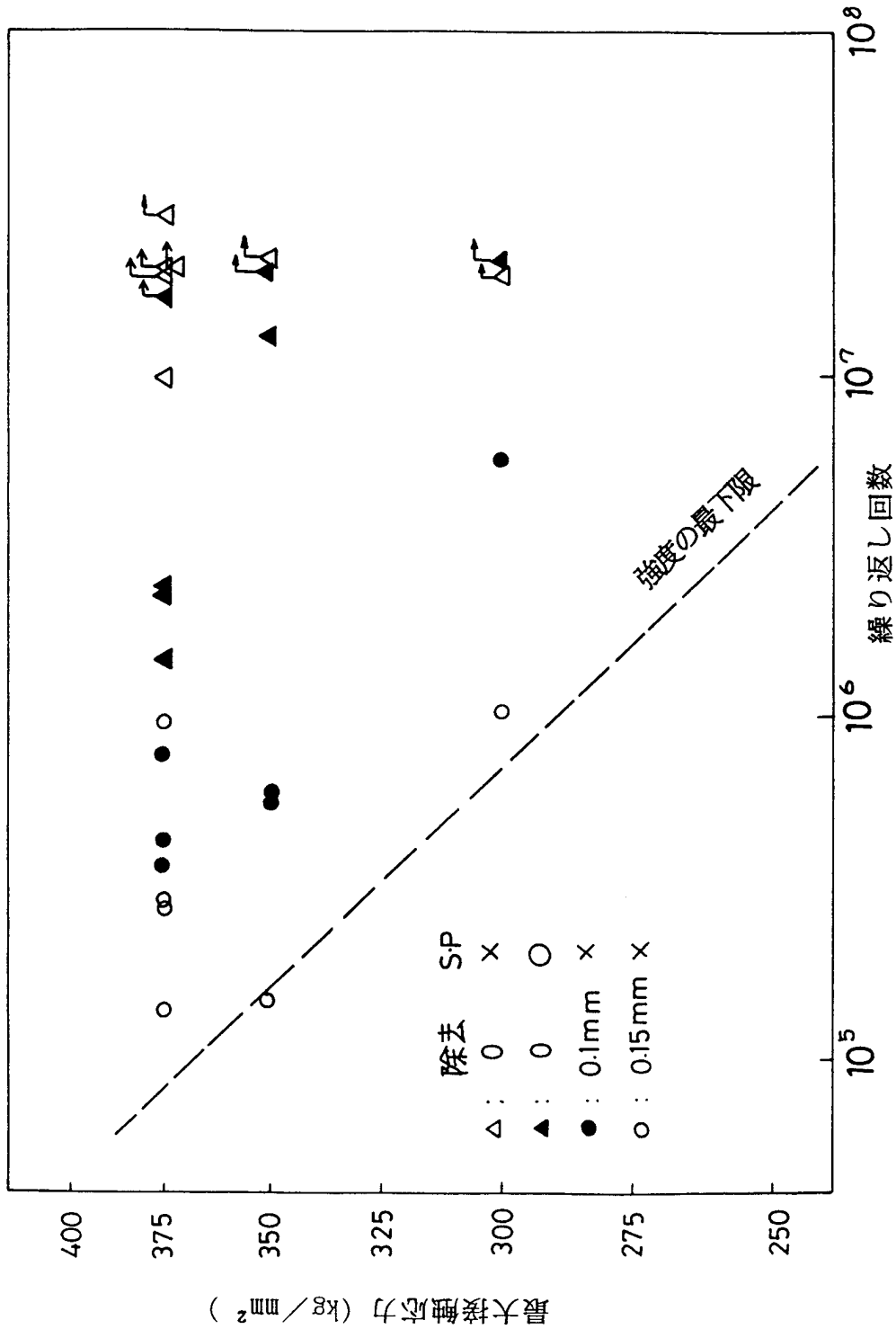

最大接触応力（kg／mm²）
400
375
350
325
300
275
250
繰り返し回数
10⁵
10⁶
10⁷
10⁸
強度の最下限
除去 S·P
△ : 0 ×
▲ : 0 ○
● : 0.1mm ×
○ : 0.15mm ×

図10

図11

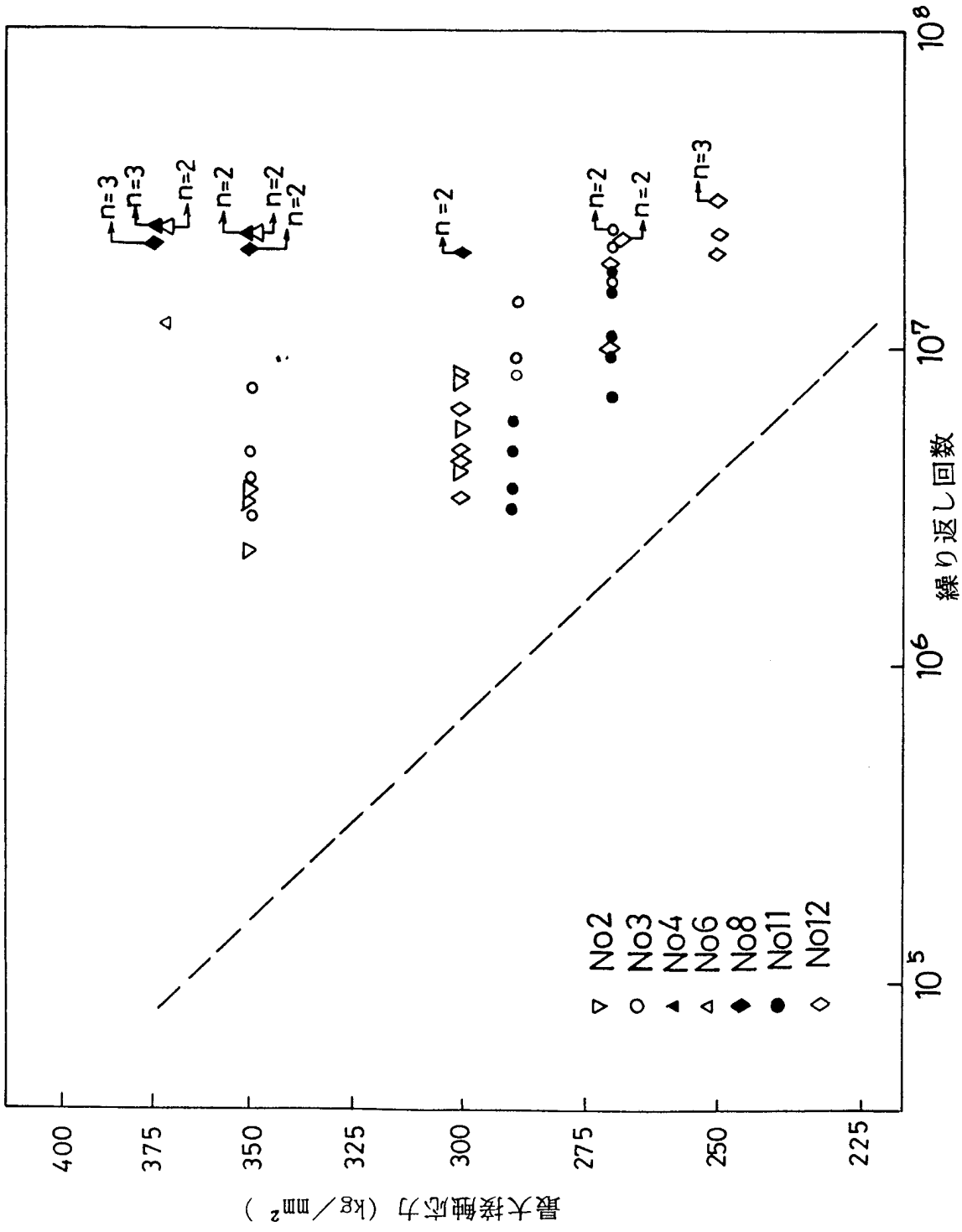

最大接触応力 (kg／mm²)
400
375
350
325
300
275
250
225
繰り返し回数
10⁵
10⁶
10⁷
10⁸
No2
No3
No4
No6
No8
No11
No12
n=3
n=2

図12

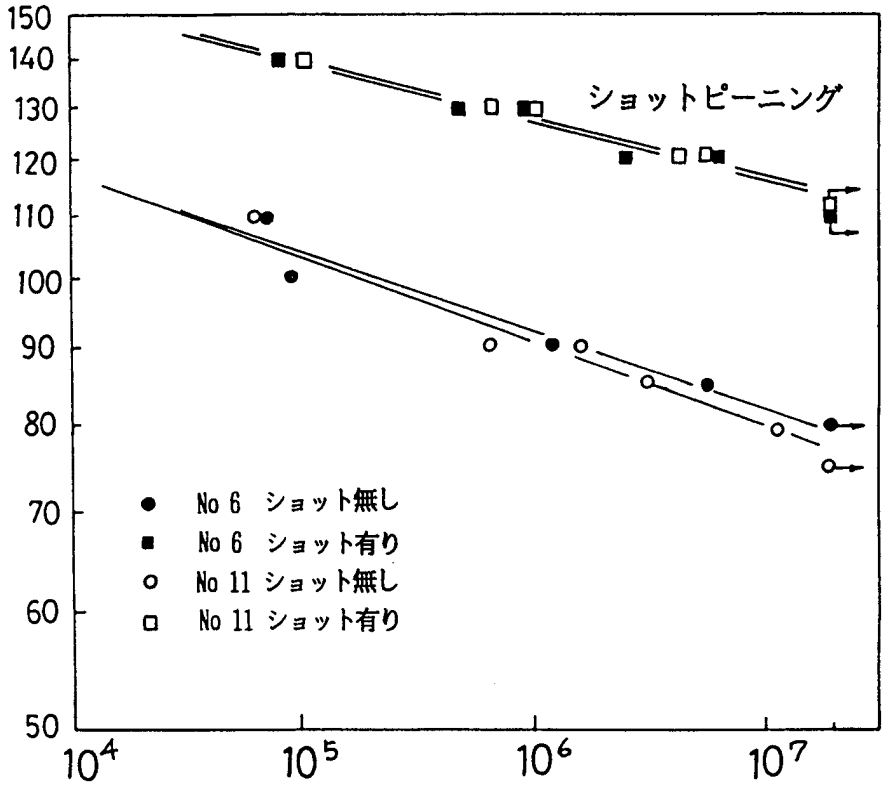
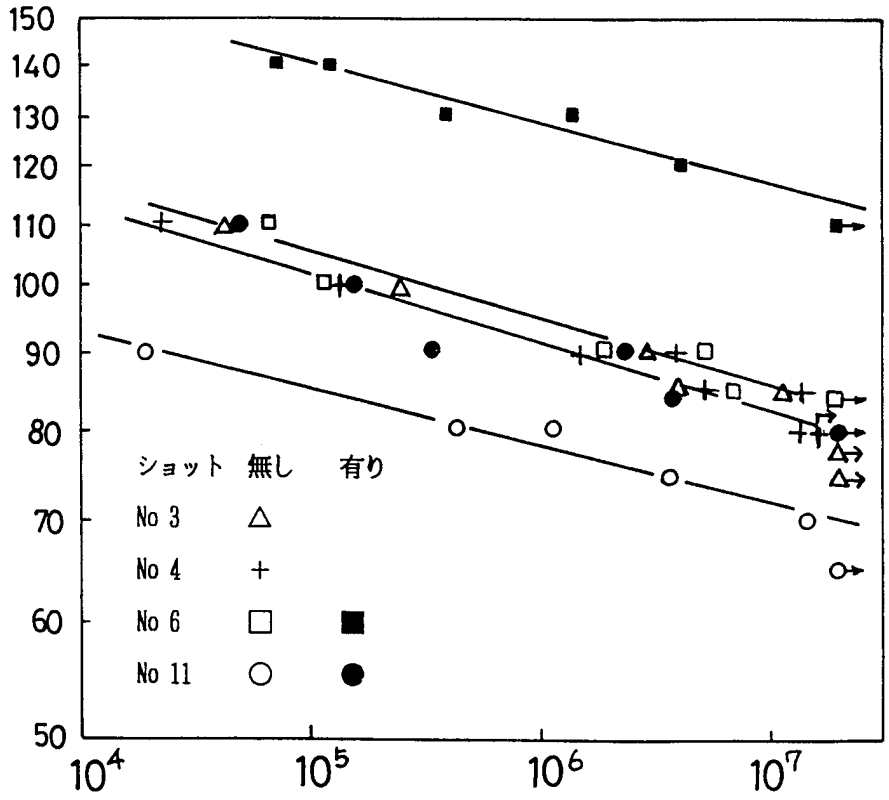

150
140
130
120
110
100
90
80
70
60
50
10^4
10^5
10^6
10^7
ショットピーニング
No 6 ショット無し
No 6 ショット有り
No 11 ショット無し
No 11 ショット有り

図13


150
140
130
120
110
100
90
80
70
60
50
10^4
10^5
10^6
10^7
ショット 無し 有り
No 3 △
No 4 +
No 6 □ ■
No 11 ○ ●

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP97/04430

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int. Cl^6 C22C38/00, 38/24, C23C8/32, 8/34

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

Int. Cl^6 C22C38/00, 38/24, C23C8/32, 8/34

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo Shinan Koho 1926 - 1996
Kokai Jitsuyo Shinan Koho 1971 - 1998
Toroku Jitsuyo Shinan Koho 1994 - 1998
Jitsuyo Shinan Toroku Koho 1996 - 1998

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	JP, 8-3720, A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), January 9, 1996 (09. 01. 96), Claim 1; page 3, left column, lines 10 to 29 (Family: none)	1, 4, 5, 7-11
X	JP, 4-88148, A (Kobe Steel, Ltd.), March 23, 1992 (23. 03. 92), Claims 1, 3 (Family: none)	1, 7-11
X	JP, 6-17224, A (Kobe Steel, Ltd.), January 25, 1994 (25. 01. 94), Claims 1, 5 (Family: none)	1, 7-11
X	JP, 5-320822, A (Nippon Steel Corp.), December 7, 1993 (07. 12. 93), Claim 2 (Family: none)	12
X	JP, 7-3393, A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), January 6, 1995 (06. 01. 95), Claim 2; page 5, left column, lines 37 to 47 (Family: none)	12

[X] Further documents are listed in the continuation of Box C. [ ] See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance

"E" earlier document but published on or after the international filing date

"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)

"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means

"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention

"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone

"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art

"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search	Date of mailing of the international search report
March 3, 1998 (03. 03. 98)	March 10, 1998 (10. 03. 98)
Name and mailing address of the ISA/ Japanese Patent Office Facsimile No.	Authorized officer Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP97/04430

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP, 8-81734, A (Daido Steel Co., Ltd.), March 26, 1996 (26. 03. 96), Claim 1 (Family: none)	1 - 18
A	JP, 5-70925, A (Nippon Steel Corp.), March 23, 1993 (23. 03. 93), Claim 1 (Family: none)	1 - 18
A	JP, 2-277764, A (NSK Ltd.), November 14, 1990 (14. 11. 90), Claim 3 & US, 5030017, A & GB, 2235212, A1	1 - 18

国際調査報告

国際出願番号　ＰＣＴ／ＪＰ９７／０４４３０

Ａ．　発明の属する分野の分類（国際特許分類（ＩＰＣ））

Ｉｎｔ．Ｃｌ[6]　Ｃ２２Ｃ　３８／００，３８／２４，Ｃ２３Ｃ　８／３２，８／３４

Ｂ．　調査を行った分野

調査を行った最小限資料（国際特許分類（ＩＰＣ））

Ｉｎｔ．Ｃｌ[6]　Ｃ２２Ｃ　３８／００，３８／２４，Ｃ２３Ｃ　８／３２，８／３４

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報	１９２６－１９９６年
日本国公開実用新案公報	１９７１－１９９８年
日本国登録実用新案公報	１９９４－１９９８年
日本国実用新案登録公報	１９９６－１９９８年

国際調査で使用した電子データベース（データベースの名称、調査に使用した用語）

Ｃ．　関連すると認められる文献

引用文献のカテゴリー＊	引用文献名　及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する請求の範囲の番号
Ｘ	ＪＰ，８－３７２０，Ａ（住友金属工業株式会社），９．１月．１９９６（０９．０１．９６），請求項１，第３頁左欄１０－２９行（ファミリーなし）	１，４，５，７－１１
Ｘ	ＪＰ，４－８８１４８，Ａ（株式会社神戸製鋼所），２３．３月．１９９２（２３．０３．９２），請求項１，３（ファミリーなし）	１，７－１１
Ｘ	ＪＰ，６－１７２２４，Ａ（株式会社神戸製鋼所），２５．１月．１９９４（２５．０１．９４）請求項１，５（ファミリーなし）	１，７－１１
Ｘ	ＪＰ，５－３２０８２２，Ａ（新日本製鐵株式会社），７．１２月．１９９３（０７．１２．９３），請求項２（ファミリーなし）	１２

☒ Ｃ欄の続きにも文献が列挙されている。　☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

＊　引用文献のカテゴリー
「Ａ」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
「Ｅ」先行文献ではあるが、国際出願日以後に公表されたもの
「Ｌ」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す）
「Ｏ」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
「Ｐ」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願の日の後に公表された文献
「Ｔ」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
「Ｘ」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
「Ｙ」特に関連のある文献であって、当該文献と他の１以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
「＆」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日 ０３．０３．９８	国際調査報告の発送日 10.03.98
国際調査機関の名称及びあて先 日本国特許庁（ＩＳＡ／ＪＰ） 郵便番号１００－８９１５ 東京都千代田区霞が関三丁目４番３号	特許庁審査官（権限のある職員） 長　者　義　久　印　４Ｋ　８０１５ 電話番号　０３－３５８１－１１０１　内線　３４３５

様式ＰＣＴ／ＩＳＡ／２１０（第２ページ）（１９９２年７月）

国際調査報告	国際出願番号　ＰＣＴ／ＪＰ９７／０４４３０

C（続き）．　関連すると認められる文献

引用文献のカテゴリー＊	引用文献名　及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する請求の範囲の番号
Ｘ	ＪＰ，７－３３９３，Ａ（住友金属工業株式会社），６．１月．１９９５（０６．０１．９５），請求項２，第５頁左欄３７－４７行（ファミリーなし）	１２
Ａ	ＪＰ，８－８１７３４，Ａ（大同特殊鋼株式会社），２６．３月．１９９６（２６．０３．９６），請求項１（ファミリーなし）	１－１８
Ａ	ＪＰ，５－７０９２５，Ａ（新日本製鐵株式会社），２３．３月．１９９３（２３．０３．９３）請求項１（ファミリーなし）	１－１８
Ａ	ＪＰ，２－２７７７６４，Ａ（日本精工株式会社），１４．１１月．１９９０（１４．１１．９０），請求項３　＆ＵＳ，５０３００１７，Ａ　＆ＧＢ，２２３５２１２，Ａ１	１－１８