

(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局

(43) 国際公開日
2013 年 10 月 3 日(03.10.2013)



(10) 国際公開番号

WO 2013/147259 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C23C 8/38 (2006.01)
C22C 38/60 (2006.01) C23C 8/54 (2006.01)
C23C 8/26 (2006.01) C21D 1/06 (2006.01)
C23C 8/32 (2006.01) C21D 9/32 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2013/059738
- (22) 国際出願日: 2013 年 3 月 29 日(29.03.2013)
- (25) 国際出願の言語: 日本語
- (26) 国際公開の言語: 日本語
- (30) 優先権データ:
特願 2012-082614 2012 年 3 月 30 日(30.03.2012) JP
- (71) 出願人: 株式会社神戸製鋼所(KABUSHIKI KAISHA KOBE SEIKO SHO(KOBE STEEL, LTD.))
[JP/JP]; 〒6518585 兵庫県神戸市中央区脇浜町二丁目 10 番 26 号 Hyogo (JP).
- (72) 発明者: 永松 清佳(NAGAMATSU, Sayaka). 新堂陽介(SHINDO, Yosuke).
- (74) 代理人: 植木 久一, 外(UEKI, Kyuichi et al.); 〒5300003 大阪府大阪市北区堂島 2 丁目 1 番 16 号 フジタ東洋紡ビル 9 階 Osaka (JP).
- (81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IS, KE, KG, KM, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.
- (84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーロパ (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, NE, SN, TD, TG).
- 添付公開書類:
— 国際調査報告 (条約第 21 条(3))

(54) Title: GEAR HAVING EXCELLENT SEIZING RESISTANCE

(54) 発明の名称: 耐焼付き性に優れた歯車

(57) Abstract: This gear has a predetermined chemical component composition and has a texture of tempered martensite and/or tempered bainite and a steel material texture in which a spherical carbide is deposited in over 5% to 30% or less by area percentage, and the nitrogen concentration at a depth of 20 μ m from the surface is 2.0-6.0%. Thus, a gear that achieves even better seizing resistance in a power transmission part subjected to high rotation and high slippage and using a low-kinematic-viscosity lubricating oil is provided.

(57) 要約: 所定の化学成分組成を有し、焼戻しマルテンサイトおよび焼戻しベイナイトの少なくとも一方の組織と、面積率 5% 超、30% 以下の球状炭化物が析出している鋼材組織を有し、且つ表面から 20 μ m 深さにおける窒素濃度が 2.0~6.0% とすることによって、高回転・高すべり、低い動粘度の潤滑油が使用される動力伝達部において、より優れた耐焼付き性を発揮する歯車を提供する。



WO 2013/147259 A1

明 細 書

発明の名称：耐焼付き性に優れた歯車

技術分野

[0001] 本発明は、高回転・高すべりの発生する作動部位において使用され、優れた耐焼付き性を有する歯車に関するものであり、特に電気自動車モータ用として有用な歯車に関するものである。

背景技術

[0002] 例えば、自動車のトランスミッション用歯車などのような動力伝達部に使用される機械構造部品は、その使用時に、接触面圧の増大によって金属接触部分が剥離損傷するピッチング損傷を起こすことが知られている。そこで、このような用途に使用される鋼部品としては、SCr、SCM、SNCM等の各種肌焼鋼を用いて、熱間鍛造や切削加工で成形加工した後、浸炭処理や浸炭窒化処理等の表面硬化処理を施し、更に、必要によっては、部品表面に二硫化モリブデンなどの固体潤滑皮膜を形成したものが用いられている。

[0003] しかしながら、近年では、機械構造部の高出力化、小型軽量化に対する要求が高まっており、これら動力伝達部に使用される機械構造部品にかかる負荷はますます増大する傾向にある。そのため、SCr、SCM、SNCM等の各種肌焼鋼を表面硬化処理した部品のみならず、固体潤滑皮膜を形成させたとしても、要求される耐ピッチング性を達成することが困難になりつつある。

[0004] ところで、近年の環境負荷低減から生産量が拡大しつつある電気自動車においては、モータの回転を減速ギアに直接伝達するため、ガソリン車よりもこれらの部品が高回転下に曝されることになる。また、使用環境における動粘度がガソリン車よりも低い潤滑油が使用されるため、これら動力伝達部を構成する鋼部品の表面に形成される油膜が薄く、場合によっては油膜がほとんど形成されない箇所も局所的に発生する環境下にある。特に、高回転・高すべりとなるに伴い、油温も上昇し、潤滑油の動粘度が低下しやすくなり、

ますます油膜切れが発生する部位が増える。そのため、これらの環境下では、鋼部品同士の金属接触による摩耗が生じやすく、また摩擦熱による温度上昇が生じて鋼部品の軟化も生じやすいため、焼付きが早期に発生する。

[0005] 上記のような環境下で使用される鋼部材に関連する技術は、これまでも種々提案されている。例えば、特許文献1では、C : 0.7~1.1%、Si : 0.3~0.7%、Mn : 0.3~0.8%、Ni : 0.5~1.2%、Cr : 1.3~1.8%、Mo : 0.1~0.7%およびV : 0.2~0.4%を含有し、残部鉄および不純物からなり、Si + Mn : 1.0%以下、Ni + Cr : 2.3%以上、Cr + Mo + V : 3.0%以下である鋼から構成され、高炭素含有層が形成され、その表層部の硬度は725~800Hv、表層部の炭化物の最大粒径は10μm以下、面積率は7~20%、表層部は内部よりも炭素量が0.2~0.4%だけ高く、表層部の窒素量は0.1~0.5%である自動車電装・補機用転動部材が開示されている。

[0006] しかしながら、この技術を電気自動車用のモータに適用する場合、より焼付きが発生しやすい環境であるため、焼付きを抑制するためには、表層部の窒素量を0.5%程度にするだけでは不十分である。

[0007] 特許文献2では、C : 0.80~1.70%、Si : 0.70~2.50%、Mn : 0.30%未満、P : 0.050%以下、S : 0.050%以下、O : 0.0030%以下、N : 0.015%以下、残部鉄および不可避不純物からなる成分の鋼片、鋼材を、800℃以上、その鋼片、鋼材の固相線温度より50℃低い温度以下の温度に加熱し、熱間加工し、室温まで冷却し、得られた熱間加工鋼材に平均粒径0.5μm以上の黒鉛を100個/mm²以上析出させ、金属組織をパーライト主体とする快削性に優れた熱間加工鋼材および製品が開示されている。また、この技術では、必要によって、黒鉛析出促進元素、パーライト微細化元素、被削性向上元素、焼入れ促進元素等を適宜添加することが有用であることも開示されている。

[0008] しかしながらこの技術では、靱性を確保するためにパーライト主体の組織となっており、部品表層に炭化物が適切に制御されておらず、高すべり環境

では良好な耐焼付き性を発揮することができない。

[0009] 一方、特許文献3では、C : 0.60~0.85%、Si : 0.20~1.50%、Mn : 0.40~1.60%、Cr : 0.30超~1.50%、V : 0.05~0.80%、Mo : 0.05~0.50%、更に、必要に応じ、Al : 0.020~0.100%、Ti : 0.010~0.100%、Nb : 0.010~0.100%、およびB : 0.0005~0.0050%から成る群から選んだ1種または2種以上、および／またはS : 0.040~0.130%、Pb : 0.030~0.350%、およびCa : 0.0010~0.0100%から成る群から選んだ1種または2種以上、を配合した軟窒化用鋼が提案されている。

[0010] しかしながらこの技術では、炭化物を適切に制御するための球状化処理がなされていないため、部品表層に球状炭化物が分散しておらず、高すべり環境で良好な耐焼付き性を発揮することができない。

先行技術文献

特許文献

[0011] 特許文献1 : 特開2009-1848号公報

特許文献2 : 特開平11-293386号公報

特許文献3 : 特開平6-220579号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0012] 本発明はこうした従来技術における課題を解決する為になされたものであって、その目的は、高回転・高すべり、低い動粘度の潤滑油が使用される動力伝達部において、より優れた耐焼付き性を発揮し、電気自動車モータ用として有用な歯車を提供することにある。

課題を解決するための手段

[0013] 上記課題を解決することのできた本発明の歯車とは、C : 0.80%超~1.30% (「質量%」の意味、化学成分組成について以下同じ)、Si :

0.05～1%、Mn：0.1～1%、P：0.05%以下、S：0.05%以下、Cr：0.9～2%、Al：0.01～0.1%、およびN：0.02%以下を夫々含有し、残部が鉄および不可避不純物からなり、焼戻しマルテンサイトおよび焼戻しベイナイトの少なくとも一方の組織と、面積率5%超、30%以下の球状炭化物が析出している鋼材組織を有し、且つ表面から20 μ m深さにおける窒素濃度が2.0～6.0%である点に要旨を有するものである。

[0014] 本発明の歯車においては、必要によって更に（a）Mo：0.5%以下（0%を含まない）、（b）V：0.2%以下（0%を含まない）、Ti：0.1%以下（0%を含まない）およびNb：0.2%以下（0%を含まない）よりなる群から選ばれる1種以上、（c）Cu：5%以下（0%を含まない）およびNi：5%以下（0%を含まない）よりなる群から選ばれる1種以上、等を含有させることも有効であり、含有される成分に応じて歯車の特性が更に改善される。

[0015] 本発明の歯車においては、表面から20 μ m深さまでの表層部において、窒化鉄の濃度が80質量%以上である窒化層が存在しており、当該窒化層は、窒化鉄中のFe₄Nの割合が20質量%以上であることも好ましい要件である。また本発明の歯車には、表面に潤滑皮膜が形成されたものも包含する。本発明の歯車は、電気自動車モータ用の歯車として有用である。

発明の効果

[0016] 本発明では、化学成分組成を適切に調整すると共に、表層部における組織を、球状炭化物面積率を所定量確保しつつ焼戻しマルテンサイトおよび焼戻しベイナイトの少なくとも一方の組織とし、且つ表面から20 μ m深さにおける窒素濃度を2.0～6.0%となるようにしたので、高回転・高すべり、低い動粘度の潤滑油が使用される動力伝達部において、より優れた耐焼付き性を発揮することができ、このような歯車は電気自動車モータ用として極めて有用である。

図面の簡単な説明

[0017] [図1]ローラーピッチング試験に用いた試験片の概略説明図である。

発明を実施するための形態

[0018] 本発明の耐焼付き性に優れた歯車は、(i) 歯車表面から20 μ m深さにおける窒素濃度が2.0～6.0%であること、(ii) 表層部における球状炭化物の面積率が5%超、30%以下であること、等の特徴としている。

[0019] 主としてガソリン車を対象として発生するピッチング損傷は、油膜切れによる歯車間の金属同士の接触によって摩擦熱が発生し、歯車が熱軟化することによると考えられてきた。そして、耐ピッチング性に優れる歯車部品を実現するには、部品そのものの表面、内部強度、或は焼戻し軟化抵抗の向上が有効であり、高強度化によって耐ピッチング性が改善されてきた。しかしながら、電気自動車モータ用歯車では、従来のガソリン車と比較して、歯面間のすべり速度が数倍以上になり、損傷メカニズムが焼付きへと変化するため、部品そのものの表面、内部強度、或は焼戻し軟化抵抗を向上させることの延長線上では改善指針を見出すことができない。

[0020] 本発明者らは、すべり速度が極めて高い領域での焼付き発生メカニズムを詳細に検討した。その結果、高温・高圧・高すべり下で摩耗が生じることによる原子間結合、即ち凝着摩耗が支配的であることが判明した。そして、更に検討を進めた結果、凝着摩耗が発生しやすい環境下においても原子間結合しにくくなるようにするためには、歯車表層部のN含有量（窒素濃度）を高めることが有効であり、また各種添加元素との窒素化合物よりも、鉄窒化物を多数形成させると共に、鉄窒化物の組成を適切に制御することが有効であることを見出した。加えて、所定量の球状炭化物を鋼中に分散させることも有効であり、これらの相乗効果によって、著しく耐焼付き性を向上させることができることを見出し、発明を完成した。

[0021] 本発明における耐焼付き性改善の推定メカニズムは、次のように考えられる。即ち、上記(i)のように表層部のN含有量（窒素濃度）を制御することは、Nを熱的により安定な鉄窒化物組成に制御することができ、金属接触部分でも原子間結合を抑制することができる。但し、金属接触部分では、凝

着摩耗以外にも剥離鉄片によるアブレシブ摩耗の影響も加味されるので、(i)のように表層部の球状炭化物量を制御することは、硬質の球状炭化物を分散させることによって、アブレシブ摩耗を抑制することができる。こうした効果は、(i)または(ii)のいずれか単独では耐焼付き性の著しい向上を発現させることができず、(i)および(ii)の相乗効果によって初めて、耐焼付き性に優れた電気自動車モータ用歯車を実現することができる。これらの要件を規定したことによる具体的な作用効果は下記の通りである。

[0022] [(i)の要件]

歯車としての耐焼付き性を改善するためには、表面から20 μ m深さ位置での窒素濃度を2.0～6.0%となるように制御する必要がある。この部分における窒素濃度が、2.0%未満になると、金属接触による原子間結合が発生しやすくなり、凝着摩耗が生じることになる。一方、窒素濃度が6.0%を超えると、表層近傍の窒化物の原子構造が変化してしまうため、却って凝着摩耗が生じやすくなる。この窒素濃度の好ましい下限は2.2%以上（より好ましくは2.5%以上）であり、好ましい上限は5.8%以下（より好ましくは5.5%以下）である。

[0023] [(ii)の要件]

部品表層に存在する球状炭化物は、高すべり環境下において耐焼付き性を向上させることができる。また、表層部に存在する球状炭化物は、窒化によって表層部に窒素を著しく濃化させることを援助する作用も有する。そのため、表層部の球状炭化物の面積率は5%よりも多く（5%超）する必要がある。球状炭化物の面積率が5%以下の場合、表層部近傍の窒素の濃化が不十分になるだけでなく、炭化物自身による耐焼付き性改善効果も不足するため、所定の耐焼付き性を得られない。一方、球状炭化物の面積率が30%を超えると、表層部近傍に窒素が濃化しすぎて窒化物の構造が変化してしまうため、耐焼付き性が劣化する。ここで球状炭化物とは、焼きなまし、球状化焼鈍、焼入れ焼戻し等の処理によって鋼中に分散した状態で析出し、アスペクト比（短径／長径）が0.4以上（短径／長径 $\leq$ 1.0の範囲において

）の炭化物のことを意味する。またその組成としては、Fe-C化合物や炭素と合金元素の化合物、Fe-C-合金元素の複合化合物等を含むものである。この球状炭化物の面積率の好ましい下限は6%以上（より好ましくは7%以上）であり、好ましい上限は28%以下（より好ましくは25%以下）である。

[0024] 上記球状炭化物は、実質的に基地組織となる焼戻しマルテンサイトまたは焼戻しベイナイト、或はそれらの複合組織（焼戻しマルテンサイトおよび焼戻しベイナイトからなる組織）に析出している。窒化処理後には、鋼中にこれら基地組織以外の組織、例えばフェライトやパーライト、ベイニティックフェライト、焼入れままマルテンサイト、焼入れままベイナイト等の組織が形成される場合がある。これらの組織は、歯車の特性バラつき、耐焼付き性に悪影響を及ぼすため、極力生成しないことが望まれる。但し、フェライトやパーライト、ベイニティックフェライト、焼入れままマルテンサイト、焼入れままベイナイト等の組織が面積率で5%以下の割合で存在する場合に限って、本発明の作用に悪影響を与えないため、許容される。

[0025] 本発明の歯車を得るための球状化処理（後述する）を行うと、球状炭化物の面積率は、鋼材全体で場所によらず一定となる。しかし、その後窒化処理を行うと、最表面には窒化鉄（鉄窒化物）ができて球状炭化物が見えなく（測定できなく）なる。このため、後の実施例においては、製品（窒化品）の最表面での球状炭化物の面積率が図れないので、窒化鉄ができない「表面から20μm深さ位置」での面積率を測り、この値が窒化前の表層での球状炭化物の面積率と同等であるとみなしている。

[0026] 本発明の歯車においては、最終製品（歯車部品）としての特性を発揮させるために、その化学成分組成をも適切に調整する必要がある。その化学成分組成における各成分（元素）による範囲限定理由は次の通りである。

[0027] [C：0.80%超～1.30%]

Cは耐焼付き性を向上させる球状炭化物を所定量以上形成させるのに必要な元素である。また焼入れ硬さを増大させ、室温、高温における強度を維持

して耐摩耗性を付与するためにも有効である。そのような効果を有効に発揮させるためには、少なくとも、0.80%よりも多く含有させる必要がある。しかしながら、C含有量が過剰になると、芯部に巨大炭化物が生成し易くなり、耐焼付き性が劣化するので1.30%以下とする必要がある。C含有量の好ましい下限は0.85%以上（より好ましくは0.95%以上）であり、好ましい上限は1.25%以下（より好ましくは1.15%以下）である。

[0028] [Si : 0.05 ~ 1%]

Siは、焼戻し軟化抵抗を高めて硬さの低下を抑制する効果を発揮する。こうした効果を発揮させるためには、0.05%以上含有させる必要がある。しかしながら、Si含有量が過剰になると、冷間鍛造時の金型寿命を低下させるとともに、被削性も劣化させるため、1%以下とする必要がある。Si含有量の好ましい下限は0.10%以上（より好ましくは0.15%以上）であり、好ましい上限は0.8%以下（より好ましくは0.5%以下）である。

[0029] [Mn : 0.1 ~ 1%]

Mnは、マトリクスの固溶強化および焼入れ性を向上させる効果がある。この効果を発揮させるためには、0.1%以上含有させる必要がある。しかしながら、Mn含有量が過剰になると、低級酸化物であるMnO濃度が上昇し、疲労特性を悪化させる他、加工性や被削性が著しく低下するので、1%以下とする必要がある。Mn含有量の好ましい下限は0.15%以上（より好ましくは0.20%以上）であり、好ましい上限は0.95%以下（より好ましくは0.90%以下）である。

[0030] [P : 0.05%以下]

Pは、結晶粒界に偏析して疲労寿命を短くするのでできるだけ低減する必要がある。特に、その含有量が0.05%を超えると、疲労寿命の低下が著しくなる。こうしたことから、P含有量は0.05%以下とした。P含有量は好ましくは0.045%以下であり、より好ましくは0.040%以下で

ある。

[0031] [S : 0.05%以下]

Sは、硫化物を形成する元素であり、その含有量が0.05%を超えると、粗大な硫化物が生成するため疲労寿命を短くする。従って、Sの含有量は0.05%以下とする。S含有量は好ましくは0.045%以下であり、より好ましくは0.040%以下である。

[0032] [Cr : 0.9~2%]

Crは、焼入れ性の向上と安定な炭化物の形成を通じて、強度の向上および耐焼付き性を向上させるのに有効に作用する。こうした効果を発揮させるためには、Crは0.9%以上含有させる必要がある。しかしながら、Crの含有量が過剰になると、炭化物が粗大化し、疲労特性および切削性を低下させるため、その含有量は2%以下とする必要がある。Cr含有量の好ましい下限は1.0%以上（より好ましくは1.1%以上）であり、好ましい上限は1.9%以下（より好ましくは1.8%以下）である。

[0033] [Al : 0.01~0.1%]

Alは、脱酸剤として作用し、酸化物系介在物量を低減して鋼材の内部品質を高める作用を発揮するため適量添加することが好ましい。こうした観点から、Al含有量は0.01%以上とした。しかしながら、Al含有量が過剰になると、粗大で硬い介在物（ Al_2O_3 ）が生成し、疲労特性を低下させるので0.1%以下とする必要がある。Al含有量の好ましい下限は0.015%以上（より好ましくは0.020%以上）であり、好ましい上限は0.08%以下（より好ましくは0.06%以下）である。

[0034] [N : 0.02%以下]

Nは、Alと結合してAlNを形成し、結晶粒径を微細化する効果も有するが、その一方でN含有量が多すぎると、圧延時に割れが発生しやすくなるので0.02%以下に制限する必要がある。N含有量は、好ましくは0.018%以下であり、より好ましくは0.016%以下である。

[0035] 本発明の歯車における基本成分は上記の通りであり、残部は鉄および不可

避的不純物（例えば、S b, M g等）である。本発明の歯車には、必要によって、（a）M o：0.5%以下（0%を含まない）、（b）V：0.2%以下（0%を含まない）、T i：0.1%以下（0%を含まない）およびN b：0.2%以下（0%を含まない）よりなる群から選ばれる1種以上、（c）C u：5%以下（0%を含まない）およびN i：5%以下（0%を含まない）よりなる群から選ばれる1種以上、等を含むさせてもよく、含有させる元素の種類に応じて、歯車の特性が更に改善される。これらの元素の好ましい範囲設定理由は下記の通りである。

[0036] [M o：0.5%以下（0%を含まない）]

M oは、焼入れ時の焼入性を著しく向上させる効果を持つのに加え、衝撃強度の向上に有効な元素である。しかしながら、M o含有量が過剰になると、素材硬さが高くなるため被削性が不良となり、更には高価な元素であるためコストアップの要因となることから0.5%以下とすることが好ましい。より好ましくは、0.45%以下であり、更に好ましくは0.40%以下である。尚、M oによる効果を有効に発揮させるためには、0.05%以上含有させることが好ましく、より好ましくは0.07%以上（更に好ましくは0.10%以上）である。

[0037] [V：0.2%以下（0%を含まない）、T i：0.1%以下（0%を含まない）およびN b：0.2%以下（0%を含まない）よりなる群から選ばれる1種以上]

V、T iおよびN bは、歯車の表面硬さを向上させることによって、耐焼付き性を向上させるのに有効な元素である。これらにおける詳細な作用効果は次の通りである。

[0038] Vは、軟窒化による侵入Nおよび侵入Cと結合して表面層に微細なV炭・窒化物（Vを含有する炭化物、窒化物若しくは炭窒化物）を析出することにより、表面硬さを向上させ、耐焼付き性を向上させる。しかしながら、V含有量が過剰になって0.2%を超えると、V炭・窒化物が粗大化しやすくなり、表面硬さを低下させるとともに、疲労強度を劣化させる。より好ましく

は、0.19%以下であり、更に好ましくは0.18%以下である。尚、Vによる効果を有効に発揮させるためには、0.05%以上含有させることが好ましく、より好ましくは0.06%以上（更に好ましくは0.07%以上）である。

[0039] Tiは、軟窒化による侵入Nおよび侵入Cと結合して表面層に微細なTi炭・窒化物（Tiを含有する炭化物、窒化物若しくは炭窒化物）を析出することにより表面硬さを向上させ、耐焼付き性を向上させる。しかしながら、Ti含有量が過剰になって0.1%を超えると、Ti炭・窒化物が粗大化しやすくなり、表面硬さを低下させるとともに、疲労強度を劣化させる。より好ましくは、0.09%以下であり、更に好ましくは0.08%以下である。尚、Tiによる効果を有効に発揮させるためには、0.03%以上含有させることが好ましく、より好ましくは0.04%以上（更に好ましくは0.05%以上）である。

[0040] Nbは、軟窒化による侵入Nおよび侵入Cと結合して表面層に微細なNb炭・窒化物（Nbを含有する炭化物、窒化物若しくは炭窒化物）を析出することにより表面硬さを向上させ、耐焼付き性を向上させる。しかしながら、Nb含有量が過剰になって0.2%を超えると、Nb炭・窒化物が粗大化しやすくなり、表面硬さを低下させるとともに、疲労強度を劣化させる。より好ましくは、0.19%以下であり、更に好ましくは0.18%以下である。尚、Nbによる効果を有効に発揮させるためには、0.05%以上含有させることが好ましく、より好ましくは0.06%以上（更に好ましくは0.07%以上）である。

[0041] [Cu：5%以下（0%を含まない）およびNi：5%以下（0%を含まない）よりなる群から選ばれる1種以上]

Cuは、鋼中に固溶し、表層および内部硬さを向上させ、耐焼付き性を向上させるのに有効に作用する。また窒化処理時に微細に析出して、鋼材を硬化させる作用を発揮する。しかしながら、Cu含有量が過剰になると、鋼材を脆化させるのでCu含有量は5%以下とすることが好ましい。より好まし

くは4%以下であり、更に好ましくは3%以下である。

[0042] Niは、鋼材を固溶強化させる作用を有する。また、Cuと複合添加することで、Cuの析出硬化作用をより発揮させることができる。しかしながら、Ni含有量が過剰になると、その効果が飽和するのでNi含有量は5%以下とすることが好ましい。より好ましくは4%以下であり、更に好ましくは3%以下である。

[0043] 本発明の歯車は、上記のような化学成分組成の鋼材を用い、球状化焼鈍した後、所定の歯車形状に加工し、焼入れ、焼戻しをした後、窒化処理を施すことで製造される。この製造工程において、歯車形状に加工するまでは一般的に用いられている方法を採用すればよく、歯車加工も熱間鍛造、冷間鍛造、温間鍛造等、各種鍛造・圧造、転造、或は切削、研削、これらの方法の組み合わせによって製造される。

[0044] 焼入れは、組織均一化、窒化における炭化物析出のための固溶Cの増加を目的に実施される。焼入れは一般的な方法でよく、780℃以上まで加熱し（但し、加熱温度が高すぎるとオーステナイト粒が粗大化しすぎるため、上限を1100℃とする）、マルテンサイト変態開始温度Ms以下まで急冷する。

[0045] 加熱後は1～180分程度までの保持によって、組織全体が均一になる。このときの加熱時間が長過ぎると、脱炭の影響などが顕著になるため、上限は180分とする。急冷速度は、フェライト変態、不完全焼きが出ない程度の冷却速度よりも速ければよく、特に上限は定めない。下限は上記の観点から、1℃/秒以上とする。尚、焼入れ時点で残留オーステナイトが残っていても、窒化処理時に分解できるため、特に問題は生じない。焼戻しは置き割れ防止の観点で行われる。焼入れ後、直ちに窒化処理する場合には、焼戻しを省略することも可能である。焼戻し処理は、例えば100～300℃の温度範囲で1～180分程度で行えば、置き割れを防止することができる。

[0046] 本発明の歯車を製造する上で重要な工程は、（A）球状化焼鈍処理工程と、（B）窒化処理工程である。上記の化学成分組成の鋼材に対し、所定の球

状化焼鈍処理と窒化処理を施すことで、所定の組織形態を得ることができ、耐焼付き性を改善することができる。

[0047] 〔（Ａ）球状化焼鈍処理工程〕

球状化焼鈍処理工程では、窒化後の球状炭化物面積率を所定量に制御するため、前もって球状化組織を形成させておく必要がある。この球状化焼鈍工程は、公知のいずれの方法を適用してもよく、例えば、徐冷法、繰返し法、高温焼戻し法等が挙げられる。尚、本発明においては、安定に球状炭化物を析出させるため、徐冷法を適用した。球状化焼鈍処理工程は、パーライトを分解し、球状化の核となる未固溶炭化物を残存させる加熱・保持工程と、球状炭化物を成長させる徐冷工程に細分される。

[0048] 上記の加熱温度は、 $750 \sim 850^{\circ}\text{C}$ の温度範囲に制御される。加熱温度が 750°C 未満になると、パーライトの分解が不足し、徐冷後も残存パーライトが存在することになるため、耐焼付き性抑制の観点からも適切でない。一方、この加熱温度が 850°C を超えると、未固溶炭化物が著しく減少し、徐冷後に再生パーライトが生成することになるため、耐焼付き性抑制の観点でも適切でない。加熱後は $2 \sim 20$ 時間程度で保持することによって、未固溶炭化物を球状炭化物の核として、適切な形に制御することができる。加熱後の保持時間が 2 時間よりも短いと、パーライトの分解が不足し、 20 時間を超えると未固溶炭化物が著しく減少してしまう。

[0049] その後の徐冷工程では、球状炭化物を成長させるという観点からすれば、冷却速度は遅ければ遅いほど良いが、その分生産性を阻害することになる。また冷却速度が速過ぎる場合には、 A_{r1} 変態点までに球状炭化物が十分に成長できないため、再生パーライトの生成を招くことになる。炭化物の成長と生産性を両立させるという観点からして、適正な冷却速度範囲は、 $1 \sim 50^{\circ}\text{C}/\text{時間程度}$ （好ましくは $5 \sim 30^{\circ}\text{C}/\text{時間程度}$ ）である。また冷却停止温度は、 A_{r1} 変態点以下であれば良いが、生産性の観点からして $600 \sim 700^{\circ}\text{C}$ 程度であることが好ましい。また冷却停止温度以降での冷却は、空冷、放冷、炉冷等、生産にあわせて適宜選択すればよい。

[0050] 〔（Ｂ）窒化処理工程〕

窒化処理工程では、Nを鋼中に含浸させることが目的であるため、その方法は公知のいずれの方法を適用してもよい。例えば、ガス窒化、ガス軟窒化、塩浴窒化、塩浴浸炭窒化、イオン窒化、プラズマ窒化、タフライド処理、ガス浸炭窒化、等が挙げられる。尚、本発明においては、窒化処理の一例として、プラズマ軟窒化処理、およびプラズマ窒化処理を適用した。プラズマ軟窒化処理は、窒素－水素－炭素混合ガス中でグロー放電させることによって窒化処理するものであり、プラズマ窒化処理は、窒素－水素混合ガス中でグロー放電させることによって窒化処理するものである。機械加工等の仕上げ加工が必要な場合は、窒化処理前に行ってもよいし、窒化層に影響を与えない範囲においては、窒化処理後に行ってもよい。

[0051] （１）窒化処理温度：３５０～６５０℃

本発明では、窒化処理において所定量の球状炭化物を析出させると共に、Nの鋼材への拡散を促進させ、原子間結合の発生しにくい鉄窒化物組成へと制御することによって、優れた耐焼付き性を得ることが可能となる。処理温度の下限を３５０℃としたのは、窒化処理温度が低過ぎる場合には、Nの拡散速度が低下してしまい、処理時間が長時間化すると共に、所定の球状炭化物を得る時間も長時間化し、生産性を阻害してしまうためである。また、上限を６５０℃としたのは、窒化処理温度が高過ぎる場合、炭化物の成長、Nの拡散促進のためには有効であるが、母相マトリクスの焼戻しが進行し過ぎて内部硬さが低下し、歯車部品としての特性を得られなくなること、および表層窒素の内部への拡散反応も大きくなるため、表層部で窒素を濃化するのを妨げることによる。従って、窒化温度を３５０～６５０℃の範囲とすることにより、歯車部品としての諸特性を満足すると共に、電気自動車モータ等の高すべり環境下においても優れた耐焼付き性を発揮することができる。窒化温度のより好ましい下限は４００℃以上（更に好ましくは４５０℃以上）であり、より好ましい上限は６２５℃以下（更に好ましくは６００℃以下）である。

[0052] (2) 窒化处理時間：3～30時間

窒化处理時間（窒化处理時の保持時間）は、炭化物を成長させると共に、Nを鋼中に拡散させ、鉄窒化物を形成させるために必要とされるものである。通常は温度と時間が連動して炭化物の量、Nの拡散量、鉄窒化物量が決まるものであるが、本発明では、安定に所定の組織を得るための範囲を温度、時間で夫々設定した。窒化处理時間を3～30時間とすることで、所望の組織を得ることができ、電気自動車モータ等の高すべり環境下においても優れた耐焼付き性を発揮することができる。この窒化处理時間が3時間未満の短時間では、十分な球状炭化物と鉄窒化物を得ることができず、3時間未満で所望の組織を達成するため、温度を上げ過ぎると、母相マトリクスが軟質化してしまう弊害がある。一方、窒化处理時間が30時間を超える場合にも母相マトリクスが軟質化してしまい、これを防ぐために低温で処理しようとすると、球状炭化物が十分に析出せず、Nも十分に鋼中に拡散しない弊害がある。

[0053] (3) 窒化处理雰囲気：窒素ガス濃度30～80%

窒化处理雰囲気における窒素ガス濃度（N₂分率）は、Nを鋼中に拡散させ、原子間結合の発生しにくい鉄窒化物組成へと制御することによって、優れた耐焼付き性を得ることができる。雰囲気中のN₂分率が30%未満では、Nを鋼中に十分拡散させることができず、所望の歯車特性が得られない。一方、N₂分率が80%を超え、Nの拡散量が増え過ぎると、原子間結合しやすい鉄窒化物へと組成が再び変化するため、耐焼付き性を改善することができない。このN₂分率のより好ましい下限は35%以上（更に好ましくは40%以上）であり、より好ましい上限は78%以下（更に好ましくは75%以下）である。

[0054] 上記のような窒化处理を行った歯車においては、表面から20μm深さまでの表層部において、窒化鉄（鉄窒化物）の濃度が80質量%以上である窒化層が存在しており、当該窒化層は、窒化鉄中のFe₄Nの割合が20質量%以上であることが好ましい。こうした要件を満足させることによって、耐焼

付き性が更に向上するものとなる。こうした効果が発揮される理由は、次のように考えることができる。

[0055] 凝着摩耗は金属接触による原子間結合によって起こるが、窒化鉄の割合を増やすことで原子間結合が起こりにくくなり、凝着摩耗を抑制することができる。また、窒化処理によって表層に生成される窒化鉄には $\text{Fe}_{2\sim3}\text{N}$ 、 Fe_4N 等などの種類があるが、この中でもっとも凝着摩耗を起こしにくいものが Fe_4N であるため、 Fe_4N の割合を増やすことで耐焼付き性は更に向上する。窒化層中の窒化鉄（鉄窒化物）の濃度は、より好ましくは 85 質量%以上であり、更に好ましくは 90 質量%以上である。また窒化鉄中の Fe_4N の割合は、より好ましくは 25 質量%以上であり、更に好ましくは 30 質量%以上である。

[0056] 本発明の鋼材成分のうち、Cr、Al および Mo は、窒素と結びつきやすい元素である。これらの元素の含有量が多くなると、窒素の拡散速度が遅くなり、 $\text{Fe}_{2\sim3}\text{N}$ の量が多くなる。これらの元素を適量添加（Cr で好ましくは 1.3% 以下、より好ましくは 1.2% 以下、Al で好ましくは 0.040% 以下、より好ましくは 0.030% 以下、Mo で好ましくは 0.30% 以下、より好ましくは 0.20% 以下）することで、表層部は Fe_4N が多い窒化層となり、凝着摩耗を防ぐことができる（例えば、後記実施例 2 の試験 No. 29～31 参照）。

[0057] また軟窒化処理を行うと表層部の窒素濃度が高くなり、窒化処理に比べて $\text{Fe}_{2\sim3}\text{N}$ ができやすくなる。 Fe_4N の割合を増やすためには、窒化処理を行う方が適している（後記実施例 2 の実験 No. 25 と 26 を参照）。窒化温度を高めにする（560～625℃程度、好ましくは 570～600℃程度）で、窒素が適度に拡散し、 Fe_4N の割合が増えることになる（後記実施例 2 の試験 No. 25 と 27 を参照）。

[0058] 窒化処理条件におけるガス分率において、 N_2 分率を多くすると $\text{Fe}_{2\sim3}\text{N}$ が多くなり、減らしていくと Fe_4N が増えることになる。好ましい窒化鉄量、および Fe_4N 量を確保するためには、適正な N_2 分率（35～55%程度、好

ましくは40～45%程度)に調整することが好ましい(後記実施例2の試験No. 25と28を参照)。

[0059] 本発明の歯車においては、耐焼付き性を更に向上させるために、歯車表面に潤滑皮膜処理することも有効である。この潤滑皮膜処理は、金属接触を抑制し、温度上昇を抑制すると共に凝着摩耗の発生を抑制することができる。潤滑皮膜処理は、例えば、銅、亜鉛、鉛等の軟質金属、酸化鉛等の金属酸化物、二硫化モリブデン、二硫化タングステン等の硫化物、フッ化物、窒化物、グラファイト、リン酸マンガン等が代表的なものとして挙げられ、その処理の種類、処理方法は一般的なものが採用される。

[0060] 本願は、2012年3月30日に出願された日本国特許出願第2012-082614号に基づく優先権の利益を主張するものである。2012年3月30日に出願された日本国特許出願第2012-082614号の明細書の全内容が、本願に参考のため援用される。

実施例

[0061] 以下、実施例を挙げて本発明をより具体的に説明するが、本発明はもとより下記実施例によって制限を受けるものではなく、前・後記の趣旨に適合し得る範囲で適当に変更を加えて実施することも勿論可能であり、それらはいずれも本発明の技術的範囲に包含される。

[0062] (実施例1)

下記表1、2に示す各種化学成分組成の鋼塊を、溶解炉にて作製後、直径：32mmに熱間鍛造した。これらの鋼材を、760～820℃の温度範囲で2～8時間加熱・保持した後に、10～200℃/時間の冷却速度で、625～675℃まで冷却してから大気放冷する球状化焼鈍処理を実施した。その後、所定の形状に加工し、焼入れ(840℃×30分)、焼戻し(160℃×120分)、および窒化处理(プラズマ軟窒化处理)を実施した。熱処理後、仕上げ加工を行い、図1に示す試験片形状(ローラーピッチング試験片形状)に加工し、試験片とした。尚、プラズマ軟窒化处理の条件は、以下の範囲で実施した。

[プラズマ軟窒化条件]

窒化温度：300～670℃

保持時間：1～25時間

N₂分率：20～85%、C混合ガス分率（C₃H₈）：1%、（残部：H₂分率）

[0063]

[表1]

鋼種	化学成分組成*(質量%)													
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al	N	Mo	V	Ti	Nb	Cu	Ni
A	0.99	0.21	0.31	0.022	0.017	1.39	0.015	0.0050	-	-	-	-	-	-
B	1.30	0.12	0.75	0.023	0.018	1.05	0.071	0.0056	-	-	-	-	-	-
C	0.81	0.76	0.92	0.014	0.007	1.03	0.097	0.0073	-	-	-	-	-	-
D	1.07	0.59	0.95	0.012	0.021	1.98	0.089	0.0060	-	-	-	-	-	-
E	0.82	0.84	0.89	0.018	0.018	0.94	0.091	0.0093	-	-	-	-	-	-
F	1.29	0.56	0.51	0.022	0.018	1.58	0.100	0.0078	-	-	-	-	0.53	0.22
G	1.00	0.66	0.86	0.011	0.010	1.66	0.015	0.0128	-	-	-	-	-	-
H	0.85	0.73	0.57	0.006	0.011	1.65	0.054	0.0117	0.25	-	-	-	-	-
I	1.18	0.27	0.72	0.014	0.016	1.27	0.058	0.0092	-	-	0.05	-	-	-
J	0.81	0.12	0.60	0.019	0.025	1.07	0.044	0.0095	-	0.13	-	-	-	-
K	1.25	0.23	0.45	0.021	0.005	1.37	0.026	0.0088	-	-	-	0.10	-	-
L	1.23	0.92	0.35	0.023	0.012	1.58	0.037	0.0070	-	-	-	-	-	-
M	0.85	0.98	0.63	0.015	0.019	1.84	0.030	0.0057	-	-	-	-	-	-
N	1.03	0.22	0.27	0.024	0.014	1.35	0.019	0.0037	-	-	-	-	-	-

* 残部:鉄および不可避不純物

[表2]

鋼種	化学成分組成*(質量%)											
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al	N	Mo	V	Ti	Nb
O	1.43	0.15	0.35	0.017	0.012	1.05	0.025	0.0106	-	-	-	-
P	0.75	0.52	0.85	0.021	0.008	1.85	0.034	0.0055	-	-	-	-
Q	0.85	0.33	0.88	0.015	0.012	0.75	0.021	0.0075	-	-	-	-
R	1.12	0.28	0.40	0.013	0.006	1.88	0.076	0.0065	-	-	-	-
S	0.92	0.74	0.55	0.020	0.011	1.15	0.082	0.0103	-	-	-	-
T	0.95	0.25	0.25	0.008	0.021	1.39	0.016	0.0051	-	-	-	-
U	1.25	0.21	0.27	0.018	0.009	1.45	0.022	0.0052	-	-	-	-
V	0.98	0.26	0.31	0.010	0.022	1.41	0.019	0.0041	-	-	-	-
W	1.02	0.22	0.34	0.012	0.022	1.36	0.023	0.0048	-	-	-	-
X	0.23	0.28	0.85	0.020	0.020	1.05	0.030	0.0100	0.20	-	-	-

* 残部: 鉄および不可避不純物

[0065] このとき、各試験における球状化処理条件およびプラズマ軟窒化処理（以下、単に「窒化処理条件」と呼ぶことがある）を下記表3、4に示す（試験

N o. 1 ~ 2 4) 。

[0066] [表3]

試験 No.	鋼種	球状化条件				窒化条件		
		加熱温度 (°C)	保持時間 (時間)	冷却速度 (°C/時間)	冷却停止温度 (°C)	加熱温度 (°C)	保持時間 (時間)	N ₂ 分率 (%)
1	A	800	6	15	650	550	5	66
2	B	800	6	10	650	550	3	66
3	C	760	6	15	650	550	5	66
4	D	800	2	15	650	550	5	66
5	E	800	6	15	650	350	10	66
6	F	800	6	15	650	550	5	66
7	G	800	6	15	650	650	5	66
8	H	800	6	15	650	550	5	66
9	I	800	6	15	675	400	25	66
10	J	800	8	15	650	530	5	66
11	K	800	6	15	650	550	5	66
12	L	820	6	15	625	550	5	45
13	M	800	6	15	650	550	5	76
14	N	800	6	15	650	550	5	66

[0067]

[表4]

試験 No.	鋼種	球状化条件				窒化条件		
		加熱温度 (°C)	保持時間 (時間)	冷却速度 (°C/時間)	冷却停止温度 (°C)	加熱温度 (°C)	保持時間 (時間)	N ₂ 分率 (%)
15	O	800	6	15	650	550	5	66
16	P	800	6	15	650	400	5	66
17	Q	800	6	15	650	550	5	66
18	R	800	6	15	650	550	5	85
19	S	800	6	15	650	550	5	20
20	T	800	6	15	650	300	5	66
21	U	800	6	15	650	670	5	66
22	V	800	6	15	650	550	1	66
23	W	800	6	200	650	550	10	76
24	X	800	6	15	650	550	5	66

[0068] 得られた各試験片について、組織中の球状炭化物の面積率および表面から20 μ m深さの窒素濃度を、下記の方法で測定すると共に、部品特性（耐焼付き性）を下記の方法によって評価した。

[0069] [球状炭化物の面積率の測定方法]

組織中（主組織は焼戻しマルテンサイトおよび／または焼戻しベイナイト）の球状炭化物の面積率は、試験片の表面から深さ $20\text{ }\mu\text{m}$ の位置を、走査型電子顕微鏡（SEM）を用いて測定した。このとき、窒化処理後の試験片を横断面で切断、樹脂に埋め込み、鏡面研磨、エッチングしたサンプルを用いた。任意の $9\text{ }\mu\text{m} \times 12\text{ }\mu\text{m}$ の視野を、倍率 8000 倍で観察し、画像解析ソフトでアスペクト比 0.4 以上を閾値とし、球状炭化物の部分を識別し、その面積率を求めた。測定は3視野行い、それら3視野の算術平均を炭化物の面積率とした。

[0070] [表面から $20\text{ }\mu\text{m}$ 深さの窒素濃度の測定方法]

表層部（表面から $20\text{ }\mu\text{m}$ 深さ位置）における窒素濃度は、前記試験片を横断面で切断、樹脂に埋め込み、研磨後、表層部から内部に向かって窒素濃度を、電子線マイクロプローブ分析計（Electron Probe Microanalyzer: EPMA）を用いた分析によって測定した。

[0071] [部品特性の評価方法]

部品特性の評価方法として、ローラーピッチング試験を実施した。ローラーピッチング試験は、前記試験片（小ローラー）と、高炭素クロム軸受鋼 SUJ2 で作製された大ローラー（相手材）とを用いて、ローラーピッチング試験機によって行った。試験条件は、回転速度： 1000 rpm 、相対すべり率： 700% 、油温： 90°C で行い、焼付きの発生によって生じた振動で試験装置が停止するまでの回転数を求めた。このとき 20000×10^3 回を上限とし、焼付き発生寿命とした。 10000×10^3 回までに焼付きが発生しなかったものを、耐焼付き性に優れると評価した。

[0072] これらの結果（球状炭化物面積率、表層部窒素濃度、焼付き発生寿命）を、潤滑皮膜（潤滑皮膜はリン酸マンガンを使用）の有無と共に、下記表5、6に示す。尚、表5の焼付き発生寿命の項において「 >20000 」と表示したのは、 20000×10^3 回においても焼付きが発生しなかったことを意味する。

[0073]

[表5]

試験 No.	球状炭化物 面積率(%)	表層部窒素 濃度(%)	潤滑 皮膜	焼付き発生寿命 ($\times 10^3$ 回)
1	18.6	4.5	無し	17125
2	28.4	5.9	無し	17823
3	12.9	2.8	無し	15333
4	16.6	4.7	無し	18219
5	9.9	4.3	無し	15454
6	19.7	5.5	無し	17982
7	16.7	3.5	無し	17338
8	13.5	3.1	無し	12256
9	20.7	5.3	無し	>20000
10	15.0	3.9	無し	18174
11	21.5	5.9	無し	18925
12	14.9	2.5	無し	14164
13	5.7	4.2	無し	12160
14	18.6	4.5	有り	>20000

[0074] [表6]

試験 No.	球状炭化物 面積率(%)	表層部窒素 濃度(%)	潤滑 皮膜	焼付き発生寿命 ($\times 10^3$ 回)
15	33.8	8.0	無し	6601
16	4.5	2.1	無し	3300
17	3.8	1.9	無し	2591
18	17.3	6.5	無し	7944
19	7.0	0.8	無し	831
20	4.8	1.4	無し	2583
21	26.3	1.8	無し	2846
22	14.8	1.1	無し	2475
23	2.4	4.2	無し	5965
24	0.0	0.1	有り	2

- [0075] これらの結果から、次のように考察できる。まず試験N o. 1～14は、鋼材の化学成分組成および製造条件が共に適正な範囲で制御されているため、球状炭化物面積率および表層部窒素濃度のいずれも本発明で規定する範囲内に制御することができる。その結果、凝着抑制効果に優れ、優れた耐焼付き性を発揮することができる。また、潤滑皮膜を形成しても、優れた耐焼付き性を得ることができることが分かる。
- [0076] これに対し、試験N o. 15～24は、鋼材の化学成分組成や製造条件が適正な範囲で制御されていないため、いずれも耐焼付き性が劣化している。即ち、試験N o. 15は、C含有量が過剰な鋼種（鋼種O）を用いたものであり、表層に窒素が濃化しすぎて耐焼付き性が劣化している。試験N o. 16は、C含有量が少ない鋼種（鋼種P）を用いたものであり、球状炭化物面積率が確保できず、耐焼付き性が劣化している。
- [0077] 試験N o. 17は、Cr含有量が少ない鋼種（鋼種Q）を用いたものであり、製造条件が適切であっても、安定な球状炭化物が十分に析出せず、球状炭化物面積率、表層部窒素濃度が不足し、耐焼付き性が劣化している。試験N o. 18は、窒化処理の際の窒素ガス量（N₂分率）が多過ぎるため、表層に窒素が濃化しすぎて耐焼付き性が劣化している。
- [0078] 試験N o. 19は、窒化処理の際の窒素ガス量（N₂分率）が少な過ぎるため、表層部の窒素濃度が確保できず、耐焼付き性が劣化している。試験N o. 20は、窒化処理温度が低いため、球状炭化物面積率が確保できず、また表層部窒素濃度が不足し、耐焼付き性が劣化している。
- [0079] 試験N o. 21は、窒化処理温度が高いため、表層部の窒素の内部拡散が進みやすく、表層部での窒素濃度が確保できず、耐焼付き性が劣化している。試験N o. 22は、窒化処理時の保持時間が短いため、表層部の窒素濃度が確保できず、耐焼付き性が劣化している。
- [0080] 試験N o. 23は、球状化処理時の冷却速度が速すぎて、再生パーライト組織が組織全体にわたって形成されたため、球状炭化物面積率が確保できず、耐焼付き性が劣化している。試験N o. 24は、J I S S C M 4 2 0 相

当鋼に、浸炭後、潤滑皮膜処理を行ったものであるが、球状化焼鈍処理および窒化処理を行っていないため、球状炭化物面積率が確保できず、また表層部の窒素濃度も低くなるため、耐焼付き性が極端に劣化している。

[0081] (実施例 2)

下記表 7 に示す各種化学成分組成の鋼塊（鋼種 N、A A、A B、A C：このうち鋼種 N は、前記表 1 に示した鋼種 N と同じ）を、溶解炉にて作製後、直径：32 mm に熱間鍛造した。これらの鋼材を、760～820℃の温度範囲で 2～8 時間加熱・保持した後に、10～200℃/時間の冷却速度で、625～675℃まで冷却してから大気放冷する球状化焼鈍処理を実施した。その後、所定の形状に加工し、焼入れ（840℃×30分）、焼戻し（160℃×120分）、および窒化処理（プラズマ軟窒化処理またはプラズマ窒化処理）を実施した。熱処理後、仕上げ加工を行い、図 1 に示す試験片形状（ローラーピッチング試験片形状）に加工し、試験片とした。実施例 1 と同様にローラーピッチング試験を行なった。

[0082] [表 7]

鋼種	化学成分組成* (質量%)								
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al	N	その他
N	1.03	0.22	0.27	0.024	0.014	1.35	0.019	0.0037	—
AA	0.95	0.41	0.87	0.006	0.011	1.74	0.080	0.0115	Mo:0.25
AB	1.03	0.37	0.66	0.010	0.008	0.99	0.025	0.0065	Mo:0.17
AC	1.10	0.33	0.34	0.007	0.015	1.27	0.037	0.0056	—

* 残部：鉄および不可避不純物

[0083] このとき、各試験における球状化処理条件および窒化処理条件（プラズマ軟窒化処理またはプラズマ窒化処理）を下記表 8 に示す（試験 No. 25～31）。

[0084]

[表8]

試験 No.	鋼種	球状化条件				窒化条件					窒化処理種類
		加熱温度 (℃)	保持時間 (時間)	冷却速度 (℃/時間)	冷却停止温 度(℃)	加熱温度 (℃)	保持時間 (時間)	ガス分率(%)			
								N ₂ 分率	H ₂ 分率	C混合ガス分率	
25	N	800	6	15	650	520	5	66	33	C ₃ H ₈ :1	プラズマ軟窒化
26	N	800	6	15	650	520	5	60	40	0	プラズマ窒化
27	N	800	6	15	650	570	5	66	33	C ₃ H ₈ :1	プラズマ軟窒化
28	N	800	6	15	650	520	5	40	59	C ₃ H ₈ :1	プラズマ軟窒化
29	AA	800	6	15	650	550	5	60	39	C ₃ H ₈ :1	プラズマ軟窒化
30	AB	800	6	15	650	550	5	60	39	C ₃ H ₈ :1	プラズマ軟窒化
31	AC	800	6	15	650	550	5	60	39	C ₃ H ₈ :1	プラズマ軟窒化

[0085] 得られた各試験片について、組織中の球状炭化物の面積率および表面から

20 μm 深さの窒素濃度、および部品特性（耐焼付き性）を、実施例 1 に示した方法によって測定すると共に、窒化層組成を下記の方法によって評価した。

[0086] （窒化層組成の測定方法）

試験片の一部を採出し、試験片表層部（表面から 20 μm 深さまでの表層部）において、以下に示す測定条件で X 線回折を行った。

[0087] （X 線回折の測定条件）

分析装置：2 次元微小部 X 線回折装置「R I N T - R A P I D II」株式会社リガク社製

（1）分析条件

管球：C o、単色化：モノクロメータを使用（K α 線）、管球出力：40 kV - 26 mA、検出器：イメージングプレート（2 次元）

（2）反射法

コリメータ： ϕ 300 μm 、 ω 角（X 線入射角）：22° ~ 30° 揺動（1° / 秒）、

ϕ 角（面内回転）：固定、測定時間（露光）：30 分

[0088] 得られた X 線回折プロファイルから、試験片表層に存在する化合物を同定した。また、同定された化合物（成分）について、ピーク分離による半定量方法により、各成分の相対濃度を得た。表層の窒化鉄割合とは、X 線回折の結果確認された、試験片表層に存在する全ての成分の相対濃度の合計（100 質量％）に対する、F e₄N と F e_{2~3}N の合計相対濃度の割合（質量％）であり、窒化鉄中での F e₄N との割合とは、F e₄N と F e_{2~3}N の合計相対濃度に対する F e₄N の相対濃度の割合（質量％）のことであり、以下の式によって値を算出したものである。尚、試験片表層に存在する全ての成分とは、F e₄N、F e_{2~3}N、F e₅C₂、F e₃C、 γ -F e、 α -F e 等であり、基本的にはこれらの合計割合が 100％となるのであるが、他の成分（例えば、F e₂C、F e₂₂C、F e₇C₃等）が少量（5％以下）含まれていてもよい（含まれている場合には、これらの成分も合わせて 100％となる）。

窒化鉄割合（質量％）＝{表層中の Fe_4N の相対濃度（質量％）＋表層中の $\text{Fe}_{2\sim3}\text{N}$ の相対濃度（質量％）}

窒化鉄中での Fe_4N の割合（質量％）＝{ Fe_4N の相対濃度（質量％）／
[Fe_4N の相対濃度（質量％）＋ $\text{Fe}_{2\sim3}\text{N}$ の相対濃度（質量％）] } × 100
（％）

[0089] その結果を、一括して下記表 9 に示す。

[0090] [表9]

試験 No.	球状炭化物 面積率(%)	表層部窒素 濃度(%)	窒化層組成		潤滑 皮膜	焼付き発生寿命 (×10 ³ 回)
			窒化鉄割合 (質量%)	Fe_4N 割合 (質量%)		
25	18.8	4.2	61	24	無し	14519
26	18.5	2.9	86	71	無し	>20000
27	18.3	3.6	95	44	無し	>20000
28	18.1	2.6	88	52	無し	>20000
29	16.2	3.5	91	5	無し	15710
30	14.7	3.0	90	38	無し	>20000
31	15.9	2.8	93	45	無し	>20000

[0091] この結果から明らかなように、いずれの場合においても、鋼材の化学成分組成および製造条件が共に適正な範囲で制御されているため、球状炭化物面積率および表層部窒素濃度のいずれも本発明で規定する範囲内に制御することができる。その結果、凝着抑制効果に優れ、優れた耐焼付き性を発揮することができる。このうち、特に試験 No. 26～28、30、31では、窒化層組成の好ましい要件をも満足するものであり、特に優れた耐焼付き性を得られていることが分かる。

産業上の利用可能性

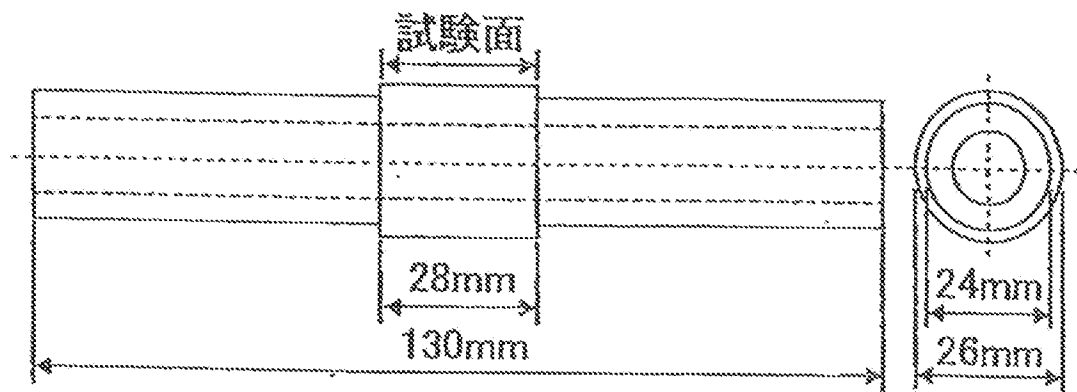
[0092] 本発明の歯車は、所定の化学成分組成を有し、焼戻しマルテンサイトおよび焼戻しベイナイトの少なくとも一方の組織と、面積率5％超、30％以下の球状炭化物が析出している鋼材組織を有し、且つ表面から20μm深さにおける窒素濃度が2.0～6.0％であるものとすることによって、高回転・高すべり、低い動粘度の潤滑油が使用される動力伝達部において、より優

れた耐焼付き性を発揮する。

請求の範囲

- [請求項1] C : 0.80%超～1.30% (「質量%」の意味、化学成分組成について以下同じ)、Si : 0.05～1%、Mn : 0.1～1%、P : 0.05%以下、S : 0.05%以下、Cr : 0.9～2%、Al : 0.01～0.1%、およびN : 0.02%以下を夫々含有し、残部が鉄および不可避不純物からなり、焼戻しマルテンサイトおよび焼戻しベイナイトの少なくとも一方の組織と、面積率5%超、30%以下の球状炭化物が析出している鋼材組織を有し、且つ表面から20 μ m深さにおける窒素濃度が2.0～6.0%であることを特徴とする耐焼付き性に優れた歯車。
- [請求項2] 更に、Mo : 0.5%以下 (0%を含まない) を含有する請求項1に記載の歯車。
- [請求項3] 更に、V : 0.2%以下 (0%を含まない)、Ti : 0.1%以下 (0%を含まない) およびNb : 0.2%以下 (0%を含まない) よりなる群から選ばれる1種以上を含有する請求項1に記載の歯車。
- [請求項4] 更に、Cu : 5%以下 (0%を含まない) およびNi : 5%以下 (0%を含まない) よりなる群から選ばれる1種以上を含有する請求項1に記載の歯車。
- [請求項5] 表面から20 μ m深さまでの表層部において、窒化鉄の濃度が80質量%以上である窒化層が存在しており、当該窒化層は、窒化鉄中のFe₄Nの割合が20質量%以上である請求項1に記載の歯車。
- [請求項6] 表面に潤滑皮膜が形成されたものである請求項1に記載の歯車。
- [請求項7] 電気自動車モータ用である請求項1に記載の歯車。

[図1]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2013/059738

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(2006.01)i, C22C38/60(2006.01)i, C23C8/26(2006.01)i, C23C8/32(2006.01)i, C23C8/38(2006.01)i, C23C8/54(2006.01)i, C21D1/06(2006.01)n, C21D9/32(2006.01)n

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)

C22C38/00, C22C38/60, C23C8/26, C23C8/32, C23C8/38, C23C8/54, C21D1/06, C21D9/32

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

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2013
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2013	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2013

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.
A	JP 10-183296 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 14 July 1998 (14.07.1998), claims; tables 1 to 4 (Family: none)	1-7
A	JP 2008-248282 A (Nippon Steel Corp.), 16 October 2008 (16.10.2008), claims; tables 1 to 2 (Family: none)	1-7
A	JP 2004-52067 A (Sanyo Special Steel Co., Ltd.), 19 February 2004 (19.02.2004), claims; table 1 (Family: none)	1-7



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 application or patent 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
07 June, 2013 (07.06.13)

Date of mailing of the international search report
18 June, 2013 (18.06.13)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2013/059738

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 2005-179704 A (NSK Ltd.), 07 July 2005 (07.07.2005), claims (Family: none)	1-7
A	JP 2001-165279 A (Toyota Motor Corp.), 19 June 2001 (19.06.2001), claims (Family: none)	1-7

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（I P C）） Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, C22C38/60(2006.01)i, C23C8/26(2006.01)i, C23C8/32(2006.01)i, C23C8/38(2006.01)i, C23C8/54(2006.01)i, C21D1/06(2006.01)n, C21D9/32(2006.01)n			
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（I P C）） Int.Cl. C22C38/00, C22C38/60, C23C8/26, C23C8/32, C23C8/38, C23C8/54, C21D1/06, C21D9/32			
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 1 9 2 2 - 1 9 9 6 年 日本国公開実用新案公報 1 9 7 1 - 2 0 1 3 年 日本国実用新案登録公報 1 9 9 6 - 2 0 1 3 年 日本国登録実用新案公報 1 9 9 4 - 2 0 1 3 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 請求項の番号	
A	JP 10-183296 A（住友金属工業株式会社）1998.07.14, 特許請求の範囲, 表 1-4（ファミリーなし）	1-7	
A	JP 2008-248282 A（新日本製鐵株式会社）2008.10.16, 特許請求の範囲, 表 1-2（ファミリーなし）	1-7	
A	JP 2004-52067 A（山陽特殊製鋼株式会社）2004.02.19, 特許請求の範囲, 表 1（ファミリーなし）	1-7	
☒ 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」 国際出願日前の出願または特許であるが、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 0 7 . 0 6 . 2 0 1 3		国際調査報告の発送日 1 8 . 0 6 . 2 0 1 3	
国際調査機関の名称及びあて先 日本国特許庁（I S A / J P） 郵便番号 1 0 0 - 8 9 1 5 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） 田口 裕健 電話番号 0 3 - 3 5 8 1 - 1 1 0 1 内線 3 4 3 5	4 K 4 6 6 3

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 請求項の番号
A	JP 2005-179704 A (日本精工株式会社) 2005. 07. 07, 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	1-7
A	JP 2001-165279 A (トヨタ自動車株式会社) 2001. 06. 19, 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	1-7