

(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
2012 年 11 月 29 日(29.11.2012)



(10) 国際公開番号
WO 2012/160676 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C21D 1/32 (2006.01)
C22C 38/60 (2006.01) C21D 8/06 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2011/062001
- (22) 国際出願日: 2011 年 5 月 25 日(25.05.2011)
- (25) 国際出願の言語: 日本語
- (26) 国際公開の言語: 日本語
- (71) 出願人(米国を除く全ての指定国について): 株式会社神戸製鋼所(KABUSHIKI KAISHA KOBE SEIKO SHO) [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; および
- (75) 発明者/出願人(米国についてのみ): 貝塚 正樹(KAIZUKA, Masaki). 松ヶ迫 亮廣(MATSUGA-SAKO, Akihiro). 増田 智一(MASUDA, Tomokazu).
- (74) 代理人: 田中 光雄, 外(TANAKA, Mitsuo et al.); 〒5400001 大阪府大阪市中央区城見1丁目3番7号IMPビル 青山特許事務所 Osaka (JP).

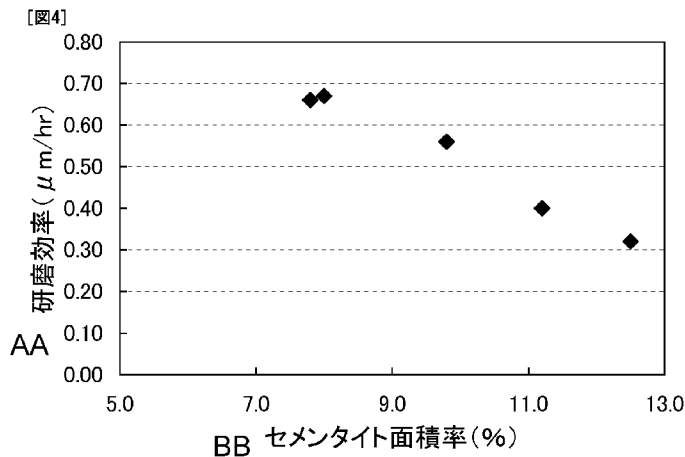
- (81) 指定国(表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IS, JP, KE, KG, KM, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PE, PG, PH, PL, PT, RO, RS, RU, 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, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, 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: STEEL WITH CONSTANT ROLLING FATIGUE LIFE

(54) 発明の名称: 転動疲労寿命が一定の鋼材



AA Polishing efficiency (μm/hour)

BB Cementite surface ratio (%)

(57) Abstract: This steel, which has a rolling contact fatigue life constant over a long time and has good polishing characteristics when being processed into a product shape, contains C:0.65-1.10% (i.e., mass%, same below), Si:0.05-1.0%, Mn:0.1-2%, P:0.05% or less (not including 0%), S:0.05% or less (not including 0%), Cr:0.15-2.0%, Al:0.01-0.1%, N:0.025% or less (not including 0%), Ti:0.002% or less (not including 0%), and O:0.0025% or less (not including 0%), with the remainder being iron and unavoidable impurities, wherein a Al-based nitrogen compound dispersed in the steel has an average circle equivalent diameter of 60nm or greater, the number density of the Al-based nitrogen compound that has a circle equivalent diameter of 25-200nm is 1.1 1/μm² or greater, and cementite dispersed in the steel has a surface area ratio of 12% or less and an average circle equivalent diameter of 0.60μm or less.

(57) 要約: 製品形状に加工する際の研磨性が良好であり、転動疲労寿命が長く一定である鋼材は、

C: 0.65~1.10% (質量%の意味、以下同じ)、Si: 0.05~1.0%、Mn: 0.1~2%、P: 0.05%以下(0%を含まない)、S: 0.05%以下(0%を含まない)、Cr: 0.15~2.0%、Al: 0.01~0.1%、N: 0.025%以下(0%を含まない)、Ti: 0.002%以下(0%を含まない)およびO: 0.0025%以下(0%を含まない)を含み、残部が鉄および不可避不純物からなり、鋼中に分散するAl系窒素化合物は、平均円相当直径が60nm以上であり、円相当直径で25~200nmのAl系窒素化合物の個数密度は、1.1個/μm²以上であり、鋼中に分散するセメンタイトは、面積率が12%以下であり、且つ、平均円相当直径が0.60μm以下である。

WO 2012/160676 A1

明 細 書

発明の名称： 転動疲労寿命が一定の鋼材

技術分野

[0001] 本発明は、自動車や各種産業機械等に使用される軸受部品や機械構造用部品に適用される鋼材に関し、特に上記各種部材として用いたときに一定の長い転動疲労寿命を有する鋼材に関する。

背景技術

[0002] 軸受やクランクシャフト等の部品は、機械類の回転部や摺動部を支持する重要な部品であるが、接触面圧が相当高く、また外力が変動することもあるため、使用される環境が過酷である場合が多い。このため、その素材である鋼材には、優れた耐久性が要求される。

[0003] 近年、こうした要求は、機械類の高性能化や軽量化が進められるに伴って、年々厳しいものとなっている。軸部品の耐久性向上には、潤滑性に関する技術の改善も重要であるが、鋼材が転動疲労特性に優れていることが特に重要な要件となる。

[0004] 軸受に用いられる鋼材としては、従来から J I S G 4 8 0 5 (1 9 9 9) に規定される S U J 2 等の高炭素クロム軸受鋼が、自動車や各種産業機械等の種々の分野で用いられている軸受の材料として使用されている。しかし軸受は、接触面圧が非常に高い玉軸受やころ軸受等の内・外輪や転動体等、過酷な環境で用いられるため、非常に微細な欠陥（介在物等）から疲労破壊が生じ易いといった問題がある。この問題に対し、保守の回数を低減させるべく、転動疲労寿命そのものを長くするような軸受用鋼材の改善が試みられている。

[0005] 例えば特許文献 1 には、軸受材料において、T i および A l の含有量を規定すると共に、球状化焼鈍後に加熱処理を行なうことによって、微細な T i 炭化物、T i 炭窒化物、A l 窒化物などの量を制御し、それによって、旧オーステナイト結晶粒（旧 γ 結晶粒）を微細化することで、転動疲労寿命を向

上させることが提案されている。

[0006] 上記の技術では、転動疲労寿命に関しては良好になるのであるが、Ti含有量が0.26%以上と非常に高いので、高コストとなるばかりか、加工性が低下するという問題がある。また、鑄造時に粗大なTiNが生成しやすく、この析出物の生成によって疲労寿命にバラツキが生じることになり、転動疲労寿命が一定である鋼材の実現が望まれているのが実情である。

[0007] ところで、軸受としての最終製品にする場合には、所定の部品形状に加工された後、焼入れ・焼戻しされ、その表面を研磨加工されるのが一般的である。こうしたことから、軸受用鋼材には、「研磨性」にも優れている必要がある。この研磨性は、研磨加工の際に研磨のし易さ（即ち、研磨効率が良好なこと）と、研磨後の表面性状が良好（即ち、表面粗さが低いこと）であるという、相反する両特性から判断される。このうち表面性状を良好にすることは、転動疲労寿命の安定性にも影響を及ぼすことが知られている。

[0008] 研磨性に優れた軸受鋼としては、例えば特許文献2のような技術も提案されている。この技術では、鋼材の化学成分組成を規定すると共に、最大径が $10\mu\text{m}$ 以下であるようなTiNを鋼中に分散させることによって、研磨効率と表面性状の両特性を良好にする。しかしながら、この技術は、TiNを分散させることを基本とするが、このTiNは粗大になりやすく、その結果として疲労寿命にバラツキが生じやすい。

先行技術文献

特許文献

[0009] 特許文献1：特許第3591236号公報

特許文献2：特開2006-118030号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0010] 本発明はこのような事情に鑑みてなされたものであって、その目的は、製品形状に加工する際の研磨性が良好であり、一定の長い転動疲労寿命を有す

る鋼材を提供することにある。

課題を解決するための手段

- [0011] 上記目的を達成することのできた本発明に係る鋼材とは、C : 0.65 ~ 1.10% (質量%の意味、以下同じ)、Si : 0.05 ~ 1.0%、Mn : 0.1 ~ 2%、P : 0.05%以下 (0%を含まない)、S : 0.05%以下 (0%を含まない)、Cr : 0.15 ~ 2.0%、Al : 0.01 ~ 0.1%、N : 0.025%以下 (0%を含まない)、Ti : 0.002%以下 (0%を含まない) およびO : 0.0025%以下 (0%を含まない) を含み、残部が鉄および不可避不純物からなり、鋼中に分散するAl系窒素化合物の平均円相当直径が60nm以上であり、円相当直径が25 ~ 200nmのAl系窒素化合物の個数密度が1.1個/ μm^2 以上であり、鋼中に分散するセメンタイトは、面積率が12%以下であり、且つ、平均円相当直径が0.60 μm 以下である点に要旨を有する。
- [0012] 尚、上記「円相当直径」とは、Al系窒素化合物やセメンタイトの大きさについて、その面積が等しい円の直径であり、透過型電子顕微鏡 (TEM) や走査型電子顕微鏡 (SEM) の観察面上で認められるAl系窒素化合物やセメンタイトについて算出される。また、本発明で対象とするAl系窒素化合物は、AlNは勿論のこと、Mn, Cr, S, Si等の元素を一部 (合計含有量が30%程度まで) に含有するものも含むことが意図される。更に、上記セメンタイトは、Fe₃Cばかりでなく、MnやCr等の元素を一部 (合計含有量が20%程度まで) に含有するものも含むことが意図される。
- [0013] また、本発明の鋼材には、必要によって、更に他の元素として、(a) Cu : 0.25%以下 (0%を含まない)、Ni : 0.25%以下 (0%を含まない) およびMo : 0.25%以下 (0%を含まない) よりなる群から選択される1種以上、(b) Nb : 0.5%以下 (0%を含まない)、V : 0.5%以下 (0%を含まない) およびB : 0.005%以下 (0%を含まない) よりなる群から選択される1種以上、(c) Ca : 0.05%以下 (0%を含まない)、REM : 0.05%以下 (0%を含まない)、Mg : 0.

0.2%以下（0%を含まない）、Li：0.02%以下（0%を含まない）およびZr：0.2%以下（0%を含まない）よりなる群から選択される1種以上、（d）Pb：0.5%以下（0%を含まない）、Bi：0.5%以下（0%を含まない）およびTe：0.1%以下（0%を含まない）よりなる群から選択される1種以上、等を含有させることも有用であり、含有される成分に応じて鋼材の特性が更に改善される。

発明の効果

- [0014] 本発明によれば、化学成分組成を適切に調整すると共に、適度な大きさのAl系窒素化合物を鋼材内に適切に分散させ、且つセメンタイトの面積率や大きさを規定することによって、製品形状に加工する際の研磨性を良好にできると共に、転動疲労寿命の一定性に優れた鋼材が実現できるので、こうした鋼材を軸受等に適用したときには、一定の転動疲労寿命を有する。

図面の簡単な説明

- [0015] [図1] Al系窒素化合物の個数密度と鋼材表面粗さR_tの関係を示すグラフである。
- [図2] Al系窒素化合物の大きさ（円相当直径）と鋼材表面粗さR_tの関係を示すグラフである。
- [図3] 鋼材表面粗さR_tと寿命傾きとの関係を示すグラフである。
- [図4] セメンタイト面積率と研磨効率との関係を示すグラフである。
- [図5] セメンタイトの大きさ（円相当直径）と研磨効率との関係を示すグラフである。

発明を実施するための形態

- [0016] 本発明者らは、製品形状に加工する際の研磨性を良好にできると共に、転動疲労寿命の安定性に優れた鋼材の実現を目指して、様々な角度から検討した。そして、鋼材の研磨性や転動疲労寿命を向上させる上では、下記（A）～（E）の要件を満足させることが有効であるとの知見が得られた。
- [0017] （A）所定の大きさのAl系窒素化合物を多量に分散させ、その分散強化によって母相（主にマルテンサイト）の強度を高めて、硬質介在物（セメン

タイト)との硬度差を小さくすることによって、表面性状が良好にできること(即ち、良好な転動疲労寿命が安定して得られること)、

(B) A I系窒素化合物による分散強化を図るためには、A I系窒素化合物の量(個数密度)と大きさを規定する必要があること、

(C) A I系窒素化合物における分散度合い(個数密度)を達成するためには、鋼中のA IやNの含有量を厳密に制御することが重要であること、および鋼材の製造工程において、熱間圧延後にA I系窒素化合物の析出温度範囲である850~650℃の温度範囲を除冷した後、冷却速度を速めることが有用であること、

(D) 鋼材の研磨性を良好にするには、セメンタイトの面積率(鋼材断面積に占めるセメンタイト断面積の割合)や大きさ(円相当直径)を所定の範囲とすることが有効であること、また上記A I系窒素化合物の大きさも研磨後の表面性状(研磨後の表面粗さ)に影響を及ぼすこと、

(E) セメンタイトの面積率や大きさ(円相当直径)を所定の範囲とするためには、部品形状加工前の球状化熱処理(球状化焼鈍)を適切に制御することが有効であること。

[0018] 本発明者らは、上記知見に基づき、鋼材の研磨性および転動疲労寿命の安定性を実現するべく、更に鋭意研究を重ねた。その結果、鋼材中のA IやN含有量を厳密に規定すると共に、その製造条件を制御し、焼入れ・焼戻し後に鋼中に分散する平均円相当直径が60nm以上であり、円相当直径で25~200nmのA I系窒素化合物の個数密度が1.1個/ μm^2 以上であり、セメンタイトの面積率が12%以下であり、且つ、平均円相当直径が0.60 μm 以下であるようにすれば、鋼材の研磨性および転動疲労寿命の一定性を著しく向上できることを見出し、本発明を完成した。

[0019] 本発明の鋼材では、平均粒径が25~200nmのA I系窒素化合物の個数密度を適切に制御することが重要な要件となるが、その分散強化によって、母相(主にマルテンサイト)の強度を高めることができ、それにより、硬質介在物(セメンタイト)との硬度差を小さくすることにより、表面性状を

良好にできる。そのためには、対象とするAⅠ系窒素化合物の大きさも適切に制御する必要がある。この大きさ（円相当直径）が25nmよりも小さくなったり、200nmよりも大きいと、分散強化の効果を発揮することができない。

[0020] 上記のようなAⅠ系窒素化合物の個数密度が1.1個/ μm^2 未満では、分散強化による強度向上効果が有効に発揮されなくなる。AⅠ系窒素化合物の個数密度は、好ましくは1.3個/ μm^2 以上（より好ましくは1.5個/ μm^2 以上）である。尚、AⅠ系窒素化合物の個数密度の上限については、特に限定しないがあまり多くなり過ぎると、結晶粒が粗大化し、不完全焼入れ相（例えば、微細パーライトやベイナイト相）が生成し、転動疲労寿命が安定しなくなる恐れがある。このため、AⅠ系窒素化合物の個数密度は、6.0個/ μm^2 以下であることが好ましく、より好ましくは5.0個/ μm^2 以下である。

[0021] また、AⅠ系窒素化合物の平均的な大きさも研磨後の表面性状（研磨後の表面粗さ）に影響を及ぼすので、焼入れ・焼戻し後に鋼中に分散するAⅠ系窒素化合物の平均円相当直径を60nm以上とすることが重要である。即ち、AⅠ系窒素化合物の平均円相当直径を60nm以上とすることによって、分散強化の効果が十分に発揮できるので、表面性状が良好になる（表面粗さが小さくなる）。このAⅠ系窒素化合物の大きさは、好ましくは70nm以上（より好ましくは80nm以上）である。

[0022] 本発明の鋼材において、鋼材の研磨性を良好にするには、セメンタイトの面積率や大きさ（円相当直径）を所定の範囲とすることが必要である。セメンタイト量が多くなると、研磨効率が低下する。こうした観点から、セメンタイトの面積率は12%以下とする必要がある。セメンタイトの面積率は、好ましくは11%以下（より好ましくは10%以下）である。尚、セメンタイトの面積率の下限については、特に限定しないがあまり少なくなり過ぎると、転動疲労寿命が悪化し安定しない恐れがある。このため、セメンタイトの面積率は、5%以上であることが好ましく、より好ましくは6%以上であ

る。

[0023] またセメンタイトの大きさが小さいと研磨時に脱落が起こり易く、研磨性（研磨効率）への悪影響が小さくなる。こうしたことから、セメンタイトの大きさは、平均円相当直径で $0.60\mu\text{m}$ 以下であることが必要である。セメンタイトの大きさは、平均円相当直径で $0.50\mu\text{m}$ 以下であることが好ましい（より好ましくは $0.40\mu\text{m}$ 以下）。尚、セメンタイトの大きさの下限については、特に限定しないがあまり小さくなり過ぎると、転動疲労寿命が悪化し安定しない恐れがある。このため、セメンタイトの平均円相当直径は、 $0.1\mu\text{m}$ 以上であることが好ましく、より好ましくは $0.15\mu\text{m}$ 以上である。

[0024] 本発明の鋼材は、上記したAlやNの含有量を含め、その化学成分組成（C、Si、Mn、P、S、Cr、Al、N、Ti、O）も適切に調整する必要があるが、これらの成分の範囲限定理由は下記の通りである。

[0025] [C : $0.65 \sim 1.10\%$]

Cは、焼入硬さを増大させ、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必須の元素である。こうした効果を発揮させるためには、Cは 0.65% 以上含有させなければならず、好ましくは 0.8% 以上（より好ましくは 0.95% 以上）含有させることが望ましい。しかしながら、C含有量が多くなり過ぎると巨大炭化物が生成し易くなり、研磨性および転動疲労特性に却って悪影響を及ぼすようになる。このため、C含有量は 1.10% 以下、好ましくは 1.05% 以下（より好ましくは 1.0% 以下）に抑えるべきである。

[0026] [Si : $0.05 \sim 1.0\%$]

Siは、マトリックスの固溶強化および焼入れ性を向上させるために有用な元素である。こうした効果を発揮させるためには、Siは 0.05% 以上含有させる必要があり、好ましくは 0.1% 以上（より好ましくは 0.15% 以上）含有させることが望ましい。しかしながら、Si含有量が多くなり過ぎると加工性や被削性が著しく低下する。このため、Si含有量は 1.0

%以下、好ましくは0.9%以下（より好ましくは0.8%以下）に抑えるべきである。

[0027] [Mn : 0.1~2%]

Mnは、マトリックスの固溶強化および焼入れ性を向上させるために有用な元素である。こうした効果を発揮させるためには、Mnは0.1%以上含有させる必要があり、好ましくは0.15%以上（より好ましくは0.2%以上）含有させることが望ましい。しかしながら、Mn含有量が多くなり過ぎると加工性や被削性が著しく低下する。このため、Mn含有量は2%以下、好ましくは1.6%以下（より好ましくは1.2%以下）に抑えるべきである。

[0028] [P : 0.05%以下（0%を含まない）]

Pは、不可避免的に不純物として含有する元素であるが、粒界に偏析し、加工性を低下させるため極力低減することが望ましいが、極端に低減することは製鋼コストの増大を招くことになる。こうしたことから、P含有量は、0.05%以下とした。好ましくは0.04%以下（より好ましくは0.03%以下）に低減するのが良い。

[0029] [S : 0.05%以下（0%を含まない）]

Sは、不可避免的に不純物として含有する元素であるが、MnSとして析出し、転動疲労寿命を低下させるため極力低減することが望ましいが、極端に低減することは製鋼コストの増大を招くことになる。こうしたことから、S含有量は、0.05%以下とした。好ましくは0.04（より好ましくは0.03%以下）に低減するのが良い。

[0030] [Cr : 0.15~2.0%]

Crは、Cと結びついて炭化物を形成し、耐摩耗性を付与すると共に、焼入れ性の向上に寄与する元素である。この様な効果を発揮させるには、Cr含有量は0.15%以上とする必要がある。好ましくは0.5%以上（より好

ましくは0.9%以上)である。しかし、Cr含有量が過剰になると、粗大な炭化物が生成し、転動疲労寿命が却って低下する。従ってCr含有量は2.0%以下とする。好ましくは1.8%以下(より好ましくは1.6%以下)である。

[0031] [Al: 0.01~0.1%]

Alは、本発明の鋼材において重要な役目を果たす元素であり、Nと結合することによって、Al系窒素化合物として鋼中に微細に分散し、分散強化によりマトリックスの強度差異を低減するのに重要な元素である。微細なAl系窒素化合物を生成させるためには、少なくとも0.01%以上含有させる必要がある。しかしながら、Al含有量が過剰になって0.1%を超えると、析出するAl系窒素化合物の大きさおよび個数が増加し、研磨時の表面性状を悪化させる。尚、Al含有量の好ましい下限は、0.013% (より好ましくは0.015%以上)であり、好ましい上限は0.08% (より好ましくは0.05%以下)である。

[0032] [N: 0.025%以下(0%を含まない)]

Nは上記Alと同様に、本発明の鋼材において重要な役目を果たす元素であり、Al系窒素化合物の微細分散によりマトリックスの強度差異を低減するのに重要な元素である。しかしながら、N含有量が過剰になって0.025%を超えると、析出するAl系窒素化合物の大きさおよび個数密度が増加し、研磨時の表面性状を悪化させる。尚、N含有量の好ましい下限は、0.005% (より好ましくは0.006%以上)であり、好ましい上限は0.02% (より好ましくは0.015%以下)である。

[0033] [Ti: 0.002%以下(0%を含まない)]

Tiは、鋼中のNと結合して粗大なTiNを生成し易いため、研磨時の表面性状への悪影響が大きい有害元素であり、極力低減することが望ましいが、極端に低減することは製鋼コストの増大を招くことになる。こうしたことから、Ti含有量は0.002%以下とする必要がある。尚、Ti含有量の好ましい上限は0.0019%である。

[0034] [O : 0.0025%以下 (0%を含まない)]

Oは、鋼中の不純物の形態に大きな影響を及ぼし、転動疲労特性に悪影響を及ぼす Al_2O_3 や SiO_2 等の介在物を形成するため、極力低減することが好ましいが、極端に低減することは製鋼コストの増大を招くことになる。こうしたことから、O含有量は0.0025%以下とする必要がある。尚、O含有量の好ましい上限は0.002% (より好ましくは0.0015%以下) である。

[0035] 本発明で規定する含有元素は上記の通りであって、残部は鉄および不可避不純物であり、該不可避不純物として、原料、資材、製造設備等の状況によって持ち込まれる元素の混入が許容され得る。尚、転動疲労寿命を高めるため、下記元素を規定範囲内で積極的に含有させることも可能である。

[0036] [Cu : 0.25%以下 (0%を含まない) 、Ni : 0.25%以下 (0%を含まない) およびMo : 0.25%以下 (0%を含まない) よりなる群から選択される1種以上]

Cu、NiおよびMoは、いずれも母相の焼入性向上元素として作用し、硬さを高めて転動疲労特性の向上に寄与する元素である。これらの効果は、いずれも0.03%以上含有させることによって有効に発揮される。しかしながら、いずれの含有量も0.25%を超えると加工性が劣化する。

[0037] [Nb : 0.5%以下 (0%を含まない) 、V : 0.5%以下 (0%を含まない) およびB : 0.005%以下 (0%を含まない) よりなる群から選択される1種以上]

Nb、VおよびBは、いずれもNと結合することで、窒素化合物を形成して、結晶粒の整粒化し、転動疲労寿命を向上させる上で有効な元素である。NbおよびBは、0.0005%以上、Vは、0.001%以上添加すれば、転動疲労特性を向上させられる。しかしながら、その添加量は、NbおよびVでは0.5%を超えると、Bでは0.005%を超えると、結晶粒が微細化し、不完全焼入れ相が生成しやすくなる。尚、より好ましい上限は、NbおよびVで0.3% (更に好ましくは0.1%以下) 、Bで0.003%

(更に好ましくは0.001%以下)である。

[0038] [Ca: 0.05%以下(0%を含まない)、REM: 0.05%以下(0%を含まない)、Mg: 0.02%以下(0%を含まない)、Li: 0.02%以下(0%を含まない)およびZr: 0.2%以下(0%を含まない)よりなる群から選択される1種以上]

Ca、REM(希土類元素)、Mg、LiおよびZrは、いずれも酸化物系介在物を球状化させ、転動疲労寿命向上に寄与する元素である。これらの効果は、Ca、REMで0.0005%以上、Mg、Li、Zrで0.0001%以上含有させることによって有効に発揮される。しかしながら、過剰に含有させても効果が飽和し、含有量に見合う効果が期待できず不経済となるので、夫々上記範囲内とするべきである。尚、より好ましい上限は、CaおよびREMで0.03%(更に好ましくは0.01%以下)、Mg、Liで0.01%(更に好ましくは0.005%以下)、Zrで0.15%(更に好ましくは0.10%以下)である。

[0039] [Pb: 0.5%以下(0%を含まない)、Bi: 0.5%以下(0%を含まない)およびTe: 0.1%以下(0%を含まない)よりなる群から選択される1種以上]

Pb、BiおよびTeは、いずれも被削性向上元素である。これらの効果は、Pb、Biで0.01%以上、Teで0.0001%以上含有させることによって有効に発揮される。しかし、Pb、Biの含有量が0.5%を超えるか、Teの含有量が0.1%を超えると、圧延傷の発生等、製造上の問題が生じる。尚、より好ましい上限はPbおよびBiで0.3%(更に好ましくは0.2%以下)、Teで0.075%(更に好ましくは0.05%以下)である。

[0040] 本発明の鋼材において、焼入れ・焼戻し後に鋼中に微細なAl系窒素化合物を分散させるためには、鋼材の製造工程において、上記成分組成を満たす鋳片を用い、圧延後の冷却速度を制御することが重要である。圧延後の冷却過程で析出するAl系窒素化合物は、その後の球状化焼鈍、部品加工、焼入

れ・焼戻し過程を経ても同様の状態で残存したままである。そのため、本発明の鋼材では、予め、円相当直径で25～200nmのAl系窒素化合物を1.1個/ μm^2 以上、6.0個/ μm^2 以下分散させておくことが必要である。このため、圧延後の、Al系窒素化合物の析出温度範囲における平均冷却速度、つまり、鋼材を850℃から650℃まで冷却する間の平均冷却速度を、0.1～0.7℃/秒の範囲とし、650℃から室温（25℃）までの平均冷却速度を、1℃/秒以上とする。

[0041] 上記一次冷却速度が0.1℃/秒未満の冷却では、Al系窒素化合物が粗大化し、0.7℃/秒を超えると、Al系窒素化合物の円相当直径が25nm未満となったり、所定の大きさの個数密度が1.1個/ μm^2 未満となり、所望の大きさが得られなくなる。また650℃未満での二次冷却速度を1℃/秒以上とすることによって、Al系窒素化合物の粗大化を抑制し、その大きさを制御できる。

[0042] 上記のような圧延処理を行なった後には、所定の部品形状に形成するに先立ち、球状化焼鈍が行なわれるのであるが、セメンタイトの面積率やその大きさを適切な範囲に制御するためには、球状化焼鈍条件（特に加熱後の冷却速度）も適切に制御する必要がある。球状化焼鈍では、通常780～810℃に加熱して所定時間保持（保持時間：2～6時間程度）された後、冷却される。このときの冷却条件を、（1）加熱保持温度から750℃までの平均冷却速度：25～35℃/時、（2）750℃から730℃までの平均冷却速度：3～7℃/時、および（3）730℃から680℃までの平均冷却速度：25～35℃/時に制御することによって、セメンタイトの形態を上記のように制御できる。

[0043] 加熱保持温度から750℃まで、および730℃から680℃までの平均冷却速度を25～35℃/時に制御することによって、セメンタイトの粒径（円相当直径）を小さくできる。このときの平均冷却速度が25℃/時未満になると、セメンタイトが粗大化してセメンタイトの粒径が粗大化する。また平均冷却速度が35℃/時よりも大きくなると、再生パーライトが生成し

、焼入れが不均一となり、寿命が安定しなくなる。

[0044] 一方、750℃から730℃までの平均冷却速度を3～7℃／時に制御することによって、セメンタイトの面積率を12％以下に抑制し、セメンタイトの平均円相当直径を0.60μm以下にできる。このときの平均冷却速度が3℃／時未満になると、セメンタイトの生成量が多くなって、セメンタイトの面積率が12％を超える。また平均冷却速度が7℃／時よりも大きくなると、再生パーライトが生成し、焼入れが不均一となり、寿命が安定しなくなる。

[0045] 球状化焼鈍の後に行う焼入れ・焼戻しについては、セメンタイトの面積率や大きさに大きな影響を与えない条件（温度・時間）を容易に選択できる。例えば、後述の実施例において記載しているような条件で、焼入れ・焼戻しを行えばよい。

[0046] 本発明の鋼材は、上記のような球状化焼鈍を行なった後、所定の部品形状に加工され、引き続き焼入れ・焼戻しされて軸受部品等に製造されるが、鋼材段階の形状についてはこうした製造に適用できるような線状・棒状のいずれも含み、そのサイズも、最終製品に応じて適宜決められる。

[0047] 以下、実施例によって本発明をより具体的に説明するが、本発明は、下記実施例によって制限されず、前・後記の趣旨に適合し得る範囲で変更を加えて実施することは勿論可能であり、それらはいずれも本発明の技術的範囲に包含される。

実施例

[0048] 下記表1に示す各種化学成分組成の鋼材（試験No. 1～24）を加熱炉またはソーキング炉で1100～1300℃に加熱した後、900～1200℃で分塊圧延を実施した。その後、900～1100℃に加熱した後、圧延（圧延を模した鍛造も含む）して直径：70mmの丸棒材を作製した。圧延終了後、850～650℃までを様々な平均冷却速度で冷却すると共に（下記表2）、650℃未満から室温（25℃）までを1℃／秒の平均冷却速度で冷却して圧延材または鍛造材を得た。

[0049] [表1]

試験 No.	化学成分組成(質量%) *										その他
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al	Ti	N	O	
1	0.97	0.24	0.34	0.013	0.005	1.43	0.022	0.0015	0.0043	0.0005	-
2	0.96	0.24	0.33	0.013	0.004	1.45	0.023	0.0015	0.0102	0.0008	-
3	0.98	0.23	0.35	0.012	0.003	1.46	0.033	0.0019	0.0182	0.0008	-
4	1.01	0.25	0.39	0.011	0.003	1.45	0.019	0.0006	0.0075	0.0006	-
5	1.06	0.25	0.34	0.013	0.005	1.48	0.015	0.0025	0.0074	0.0010	-
6	0.80	0.45	0.47	0.015	0.002	1.52	0.052	0.0004	0.0085	0.0005	-
7	0.96	0.25	1.19	0.007	0.001	0.94	0.041	0.0018	0.0102	0.0007	-
8	0.92	0.81	0.34	0.035	0.010	1.42	0.041	0.0019	0.0097	0.0007	-
9	0.80	1.25	0.34	0.013	0.003	1.25	0.061	0.0017	0.0075	0.0004	-
10	0.78	0.30	0.35	0.017	0.007	1.58	0.071	0.0016	0.0087	0.0008	-
11	0.81	0.33	0.38	0.017	0.006	1.35	0.051	0.0018	0.0086	0.0007	-
12	0.88	0.25	0.34	0.013	0.004	1.50	0.037	0.0017	0.0129	0.0008	Cu:0.12、V:0.009
13	0.91	0.57	0.35	0.014	0.004	1.39	0.047	0.0016	0.0137	0.0008	Ni:0.10、B:0.0005
14	0.95	0.25	0.36	0.014	0.015	1.45	0.032	0.0013	0.0114	0.0009	Mo:0.12
15	0.95	0.26	0.35	0.015	0.006	1.46	0.031	0.0014	0.0103	0.0007	Ca:0.0025、Mg:0.0014
16	0.89	0.25	0.39	0.015	0.024	1.61	0.048	0.0019	0.0070	0.0006	Nb:0.04、Li:0.01
17	0.94	0.24	0.35	0.015	0.006	1.43	0.031	0.0013	0.0094	0.0005	REM:0.0034
18	0.95	0.25	0.35	0.015	0.006	1.43	0.027	0.0017	0.0084	0.0010	Te:0.02
19	1.03	0.24	0.51	0.009	0.002	1.35	0.021	0.0005	0.0105	0.0005	Bi:0.21
20	1.12	0.26	0.31	0.014	0.004	1.40	0.034	0.0019	0.0085	0.0005	-
21	1.51	0.25	0.31	0.014	0.002	1.45	0.015	0.0009	0.0128	0.0008	-
22	0.98	1.21	0.40	0.015	0.001	2.45	0.038	0.0015	0.0091	0.0006	-
23	0.99	0.24	0.35	0.015	0.006	1.45	0.153	0.0016	0.0119	0.0005	-
24	0.96	0.24	0.34	0.016	0.002	1.43	0.020	0.0216	0.0014	0.0007	-

* 残部:鉄、P、S、O以外の不可避免の不純物

[0050] 上記圧延材または鍛造材を、795℃に加熱して所定時間保持（保持時間：2～6時間）した後、（１）750℃までの平均冷却速度、（２）750℃から730℃までの平均冷却速度、および（３）730℃から680℃までの平均冷却速度を様々変化させて球状化焼鈍を行なった後（下記表２）、切削によって皮削りを行なった。その後、直径：60mm、厚さ：5mmの円盤（試験片）を切り出し、840℃で30分間加熱後の油焼入れを実施し、160℃で120分間焼戻しを実施した。

[0051] 最終的に仕上げ研磨を施して、表面粗さが R_t （最大断面粗さ）で0.45 μm 以下となる試験片を作製した。

[0052]

[表2]

試験 No.	圧延後の冷却条件		球状化条件		
	圧延後850～650℃までの 平均冷却速度(℃/秒)	二次冷却の 有無	795～750℃までの平均 冷却速度(℃/時)	750～730℃までの平均 冷却速度(℃/時)	730～680℃までの平均 冷却速度(℃/時)
1	1.24	有	29	4.0	32
2	0.73	有	30	4.1	28
3	0.20	有	33	5.2	30
4	0.12	有	27	4.1	27
5	0.95	有	11	2.5	12
6	0.32	有	30	5.1	31
7	0.41	有	31	4.2	32
8	0.35	有	26	4.3	27
9	0.31	有	29	5.7	32
10	0.31	有	33	5.8	33
11	0.35	有	30	5.3	28
12	0.38	有	30	5.7	31
13	0.34	有	27	4.3	29
14	0.42	有	33	5.4	30
15	0.38	有	30	4.6	32
16	0.46	有	26	4.1	29
17	0.40	有	32	5.2	30
18	0.37	有	28	4.0	31
19	0.37	有	31	4.1	30
20	0.38	有	32	5.9	33
21	0.46	有	27	18	33
22	0.34	有	30	5.9	28
23	0.27	無	33	4.8	33
24	0.37	有	40	5.5	42

[0053] 上記で得られた試験片を用い、下記の条件にてA I系窒素化合物の個数、

大きさ、セメントイト面積率、セメントイト大きさ（円相当直径）を測定すると共に、下記の条件で研磨したときの研磨後の表面粗さ（ R_t ）、研磨効率を測定し、更には寿命傾きを測定した。

[0054] [AⅠ系窒素化合物の個数、大きさの測定]

AⅠ系窒素化合物の分散状況の確認方法としては、熱処理後の試験片を切断し、この断面を研磨した後、その面にカーボン蒸着を行い、FE-TEM（電界放出型透過型電子顕微鏡）によりレプリカ観察を実施した。この際、TEMのEDX（エネルギー分散型X線検出器）によりAⅠ、Nを含むAⅠ系窒素化合物の成分を特定し、30000倍の倍率にてその視野の観察を行った。このとき、1視野を $16.8\mu\text{m}^2$ とし、任意の3視野について観察し（合計 $50.4\mu\text{m}^2$ ）、粒子解析ソフト[「粒子解析III for Windows. Version 3.00 SUMITOMO METAL TECHNOLOGY製」（商品名）]を用い、その平均円相当直径および個数（個数は μm^2 当りに換算）を求めた。

[0055] [セメントイトの面積率、大きさの測定]

（a）試験片を長手方向に対して垂直に切断した。

（b）その断面が観察できるように樹脂に埋め込み、エメリー紙による研磨、ダイヤモンドバフによる研磨および電解研磨を順次行なって、観察面を鏡面に仕上げた。

（c）ナイタール（3%硝酸エタノール溶液）で腐食した。

（d）試験片（円盤）の $D/4$ （ D は直径）の位置をSEMの倍率：2000倍で観察し、4箇所撮影した。

（e）上記粒子解析ソフト[「粒子解析III for Windows. Version 3.00 SUMITOMO METAL TECHNOLOGY製」（商品名）]を用いて、フェライト相を白色、セメントイトを黒色とし（即ち、2値化し）、セメントイトの面積率を求め、4視野の平均値をセメントイトの面積率とした。また各セメントイトの大きさから円相当直径を算出し、4視野の平均値を求めた（「平均円相当直径」として採用）。

[0056] [研磨後の表面粗さ、研磨効率]

上記で得られた試験片（円盤）の $D/4$ （ D は直径）の位置から、断面： $4\text{ mm} \times 4\text{ mm}$ の角棒（長さ： 5 mm ）を切り出し、横断面（ $4\text{ mm} \times 5\text{ mm}$ の面）を試験面にしてベークライト樹脂に埋め込み、自動研磨機（「テグラフオール・テグラフォース」商品名：丸本ストルアス社製）を用いて、荷重： 30 N 、研磨速度： 3 m/秒 （粗研磨、仕上げ研磨とも）の条件で研磨を行なった。粗研磨は $\#180$ 耐水ペーパーで 10 分、仕上げ研磨はダイヤモンドペースト（ダイヤモンドバフ）で 1 時間行なった。粗研磨後、ビッカースの圧痕を打ち、寸法を測定し、仕上げ研磨後に、ビッカースの圧痕の寸法を再測定して、研磨量（ $\mu\text{ m/時}$ ）に換算して研磨効率の指標とした。研磨量が $0.40\mu\text{ m/時}$ 以上のときに、研磨効率が良好であると判断できる。

[0057] また上記研磨後の試験片について、その表面粗さ（最大断面粗さ R_t ： $JIS\ B0601$ ）を求めた。このとき、基準長さ： 0.25 mm 、区間数： 5 箇所、輪郭曲線フィルターのカットオフ値 λ_c ： 0.25 mm 、カットオフ値 λ_s ： 0.0025 mm とした。研磨後の粗さが R_t で $0.40\mu\text{ m}$ 以下のときに表面性状に優れると判断できる。

[0058] [寿命傾きの測定]

スラスト型転動疲労試験機にて、繰り返し速度： 1500 rpm 、面圧： 5.3 GPa 、中止回数： 2×10^8 回の条件にて、各鋼材（試験片）につき 16 個の試料を用いて転動疲労特性を実施した。疲労寿命の安定性の指標として、ワイブル係数 m の値を用いた。この値は、試験結果をワイブル確率紙にプロットした際の近似曲線の傾き（寿命傾き）である。この傾きの値が、大きいほど疲労寿命の安定性に優れていることを示し、寿命傾きが 0.6 以上のときを寿命安定性に優れていると評価した。

[0059] 各鋼材における $A1$ 系窒素化合物の個数、大きさ（平均円相当直径）、セメントイト面積率、セメントイト大きさ（平均円相当直径）を下記表3に示すと共に、研磨後の表面粗さ R_t 、研磨効率、および寿命傾きを下記表4に

示す。

[0060] [表3]

試験 No.	Al系窒素化合物 個数密度(個/ μm^2)	Al系窒素化合物の平均 円相当直径(nm)	セメント 面積率(%)	セメントの平均 円相当直径(μm)
1	0.7	87	11.2	0.53
2	1.5	50	8.0	0.48
3	2.4	121	7.8	0.43
4	1.9	101	9.8	0.57
5	0.9	20	12.5	0.60
6	1.7	128	6.1	0.43
7	1.6	118	4.7	0.37
8	1.6	122	9.6	0.58
9	1.7	153	10.1	0.56
10	2.0	172	10.2	0.54
11	1.7	130	5.3	0.50
12	1.8	107	5.0	0.41
13	2.0	128	9.6	0.49
14	1.8	100	7.8	0.49
15	1.6	111	8.7	0.56
16	1.6	123	11.2	0.59
17	1.5	102	7.8	0.56
18	1.5	86	8.8	0.53
19	1.6	90	9.7	0.51
20	1.5	104	15.5	0.56
21	1.7	67	25.1	0.85
22	1.5	109	14.4	0.51
23	3.0	292	21.1	0.53
24	0.7	88	10.3	0.61

[0061]

[表4]

試験 No.	研磨後粗さ Rt(μ m)	研磨効率 (μ m/時)	研磨効率 判定	寿命 傾き	寿命傾き 判定	総合 判定
1	0.409	0.40	○	0.50	×	×
2	0.410	0.67	○	0.56	×	×
3	0.383	0.66	○	1.22	○	○
4	0.395	0.56	○	1.22	○	○
5	0.419	0.32	×	0.53	×	×
6	0.386	0.82	○	1.19	○	○
7	0.386	0.91	○	1.23	○	○
8	0.385	0.59	○	1.19	○	○
9	0.378	0.52	○	1.39	○	○
10	0.369	0.40	○	1.64	○	○
11	0.386	0.94	○	1.17	○	○
12	0.391	0.91	○	1.09	○	○
13	0.383	0.53	○	1.31	○	○
14	0.391	0.70	○	1.05	○	○
15	0.392	0.66	○	1.12	○	○
16	0.385	0.44	○	1.28	○	○
17	0.394	0.75	○	1.02	○	○
18	0.400	0.63	○	0.90	○	○
19	0.399	0.53	○	0.88	○	○
20	0.394	0.13	×	1.04	○	×
21	0.400	0.11	×	0.78	○	×
22	0.394	0.17	×	1.03	○	×
23	0.323	0.08	×	2.68	○	×
24	0.410	0.69	○	0.24	×	×

[0062] これらの結果から、次のように考察できる。即ち、試験No. 3、4、6～19のものは、本発明で規定する要件（化学成分組成、AⅠ系窒素化合物の大きさ、個数、セメントイト面積率、大きさ）を満足し、研磨後粗さRt、研磨効率も良好であり（研磨効率判定「○」）、且つ、転動疲労寿命の安定性が良好（寿命傾き判定「○」）であることが分かる（総合判定「○」）。

[0063] これに対し、試験No. 1、2、5、20～24のものは、本発明で規定する要件のいずれかが外れているため、研磨後粗さRt、研磨効率、寿命傾きの少なくともいずれかが劣化している（総合判定「×」）。

- [0064] 試験N o. 1、2のものは、圧延後の冷却速度条件が適切でないので、A I系窒素化合物の個数密度または大きさが適切でなく、いずれも研磨後粗さR tが粗い。
- [0065] 試験N o. 5のものは、圧延後の一次冷却速度および球状化条件が適切でないので、A I系窒素化合物の個数密度および大きさが適切でなく、且つ、セメントタイトの面積率も大きいため、研磨後粗さR tが粗くなると共に、研磨効率の低い（研磨効率判定「×」）。
- [0066] 試験N o. 20、22、23のものは、本発明で規定する化学成分組成を満足せず、セメントタイトの面積率が過剰であるので、いずれも研磨効率が低い（研磨効率判定「×」）。
- [0067] 試験N o. 21のものは、Cの含有量が過剰であるので、セメントタイトの面積率、大きさが過剰であり、研磨効率が低い（研磨効率判定「×」）。
- [0068] 試験N o. 24のものは、T iの含有量が過剰であるので、その分A I系窒素化合物の個数密度が低く、また、セメントタイトの大きさも過大であるため、寿命傾きが劣化している（寿命傾き判定「×」）。
- [0069] 上記で示したデータのうち、試験N o. 1～5の結果に基づいて、A I系窒素化合物の個数密度と鋼材表面粗さR tの関係を図1に、A I系窒素化合物の大きさ（円相当直径）と鋼材表面粗さR tの関係を図2に夫々示す。これらから、A I系窒素化合物の個数密度や大きさを適切に制御することによって、良好な表面性状（R tで0.40 μ m以下）が達成されることが分かる。
- [0070] 上記試験N o. 1～5の結果に基づいて、鋼材表面粗さR tと寿命傾きの関係を図3に示す。これからは、表面性状を良好にすることによって、寿命安定性（寿命傾きで0.6以上）が達成されることが分かる。
- [0071] 同様にして、セメントタイト面積率と研磨効率との関係を図4、セメントタイトの大きさ（平均円相当直径）と研磨効率との関係を図5に夫々示す。これからは、セメントタイト面積率や大きさを適切に制御することによって、良好な研磨効率が達成されることが分かる。

請求の範囲

[請求項1] C : 0.65 ~ 1.10% (質量%の意味、以下同じ)、Si : 0.05 ~ 1.0%、Mn : 0.1 ~ 2%、P : 0.05%以下 (0%を含まない)、S : 0.05%以下 (0%を含まない)、Cr : 0.15 ~ 2.0%、Al : 0.01 ~ 0.1%、N : 0.025%以下 (0%を含まない)、Ti : 0.002%以下 (0%を含まない) および O : 0.0025%以下 (0%を含まない) を含み、残部が鉄および不可避不純物からなり、

鋼中に分散する Al 系窒素化合物は、平均円相当直径が 60 nm 以上であり、円相当直径で 25 ~ 200 nm の Al 系窒素化合物の個数密度は、1.1 個 / μm^2 以上であり、

鋼中に分散するセメンタイトは、面積率が 12% 以下であり、且つ、平均円相当直径が 0.60 μm 以下であることを特徴とする鋼材。

[請求項2] 更に他の元素として、Cu : 0.25%以下 (0%を含まない)、Ni : 0.25%以下 (0%を含まない) および Mo : 0.25%以下 (0%を含まない) よりなる群から選択される 1 種以上を含む請求項 1 に記載の鋼材。

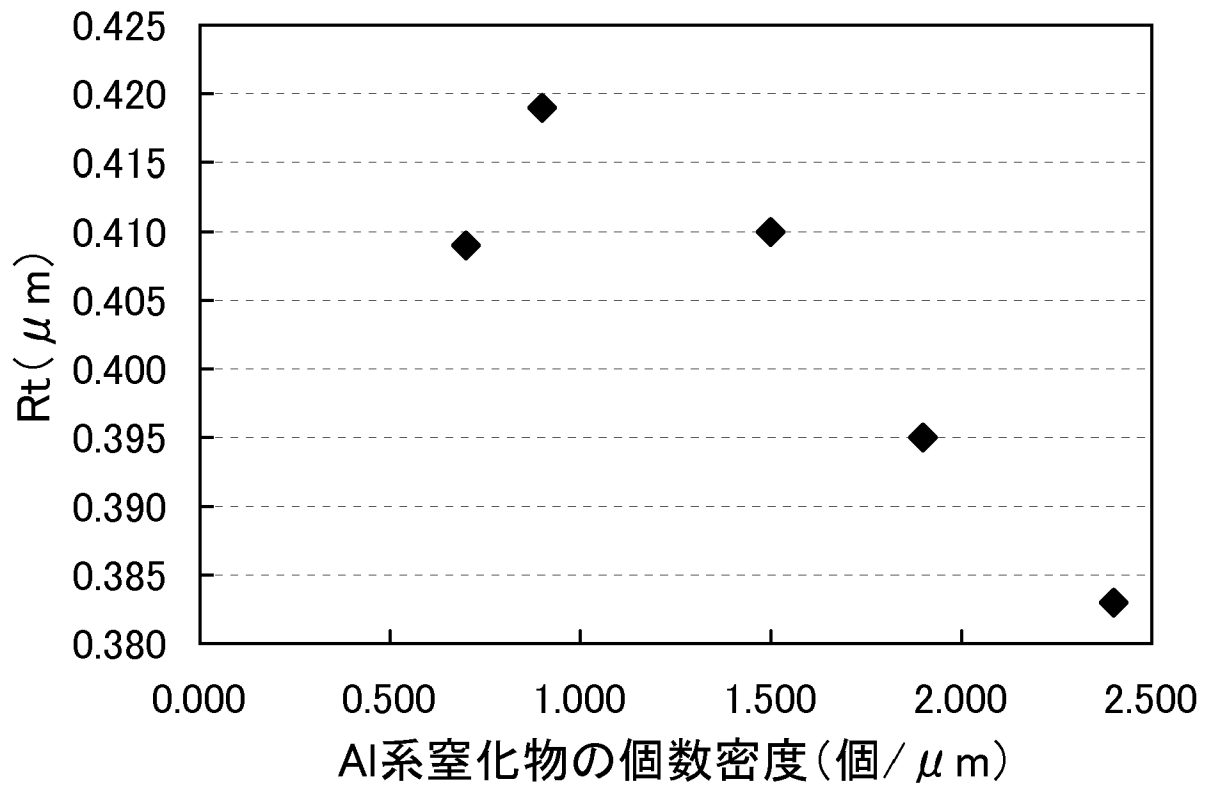
[請求項3] 更に他の元素として、Nb : 0.5%以下 (0%を含まない)、V : 0.5%以下 (0%を含まない) および B : 0.005%以下 (0%を含まない) よりなる群から選択される 1 種以上を含む請求項 1 に記載の鋼材。

[請求項4] 更に他の元素として、Ca : 0.05%以下 (0%を含まない)、REM : 0.05%以下 (0%を含まない)、Mg : 0.02%以下 (0%を含まない)、Li : 0.02%以下 (0%を含まない) および Zr : 0.2%以下 (0%を含まない) よりなる群から選択される 1 種以上を含む請求項 1 に記載の鋼材。

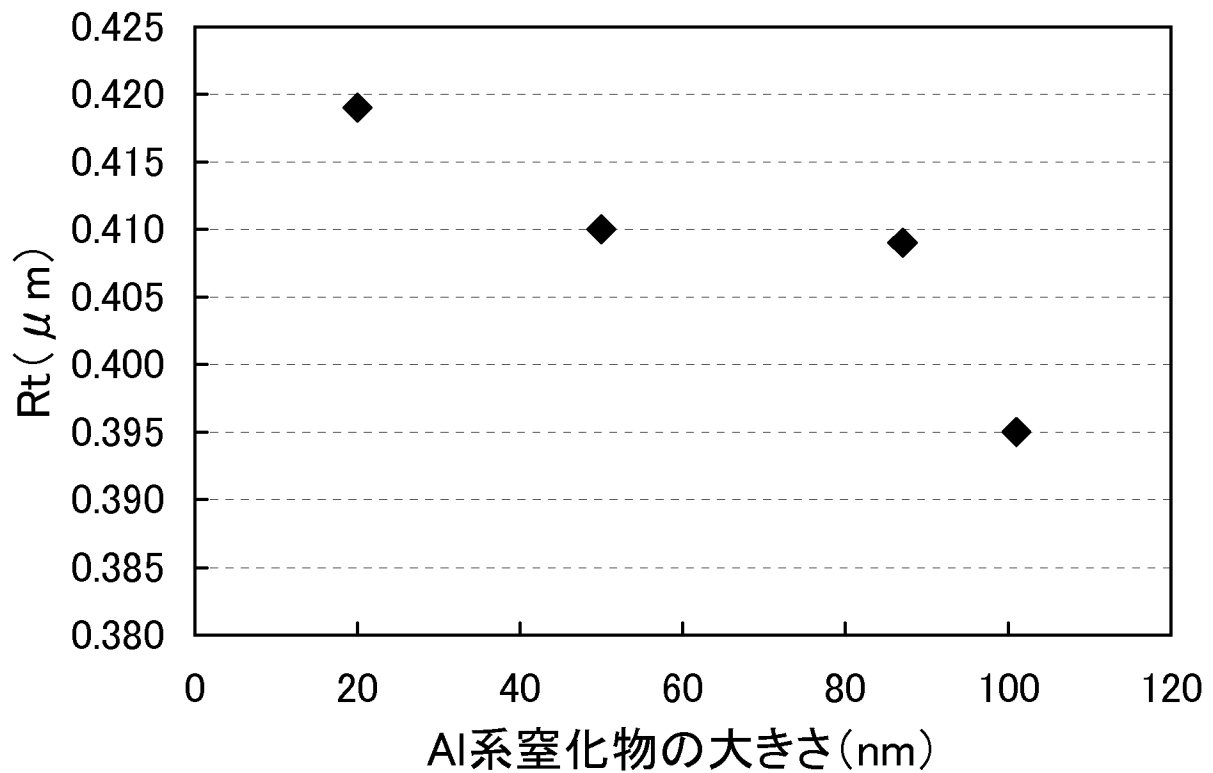
[請求項5] 更に他の元素として、Pb : 0.5%以下 (0%を含まない)、Bi : 0.5%以下 (0%を含まない) および Te : 0.1%以下 (0

%を含まない) よりなる群から選択される 1 種以上を含む請求項 1 に記載の鋼材。

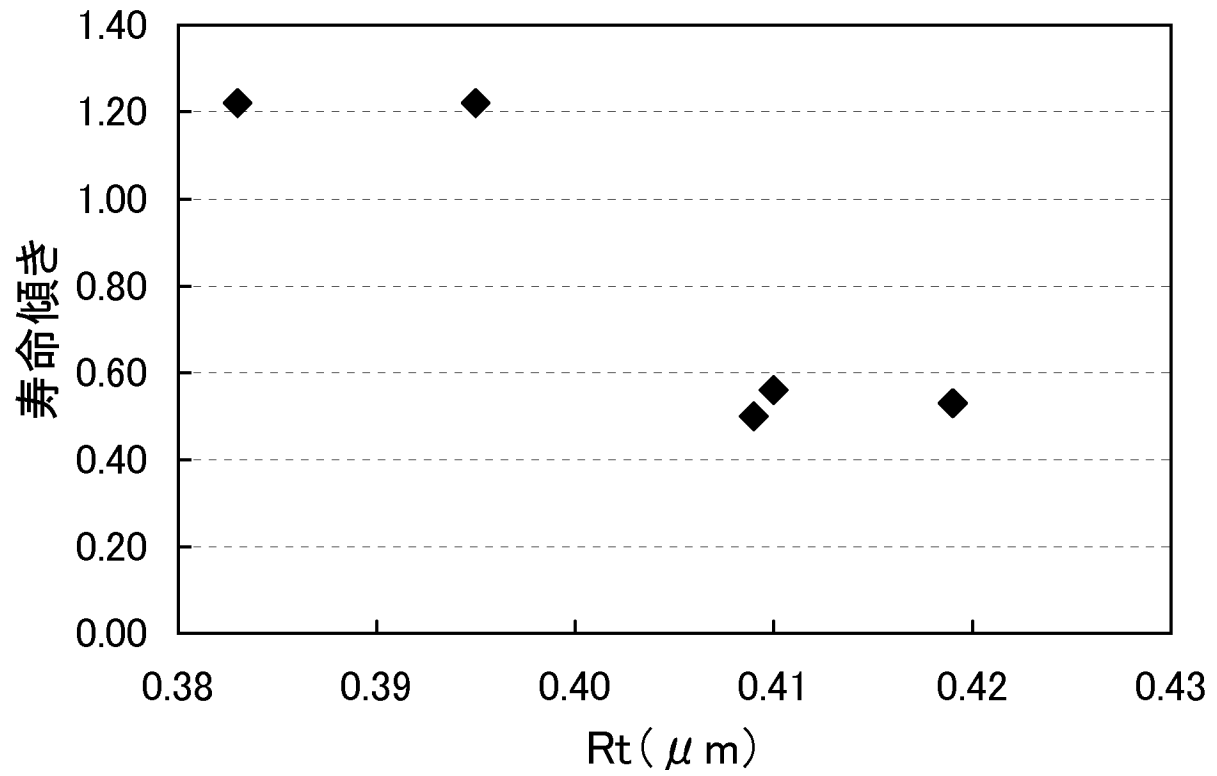
[図1]



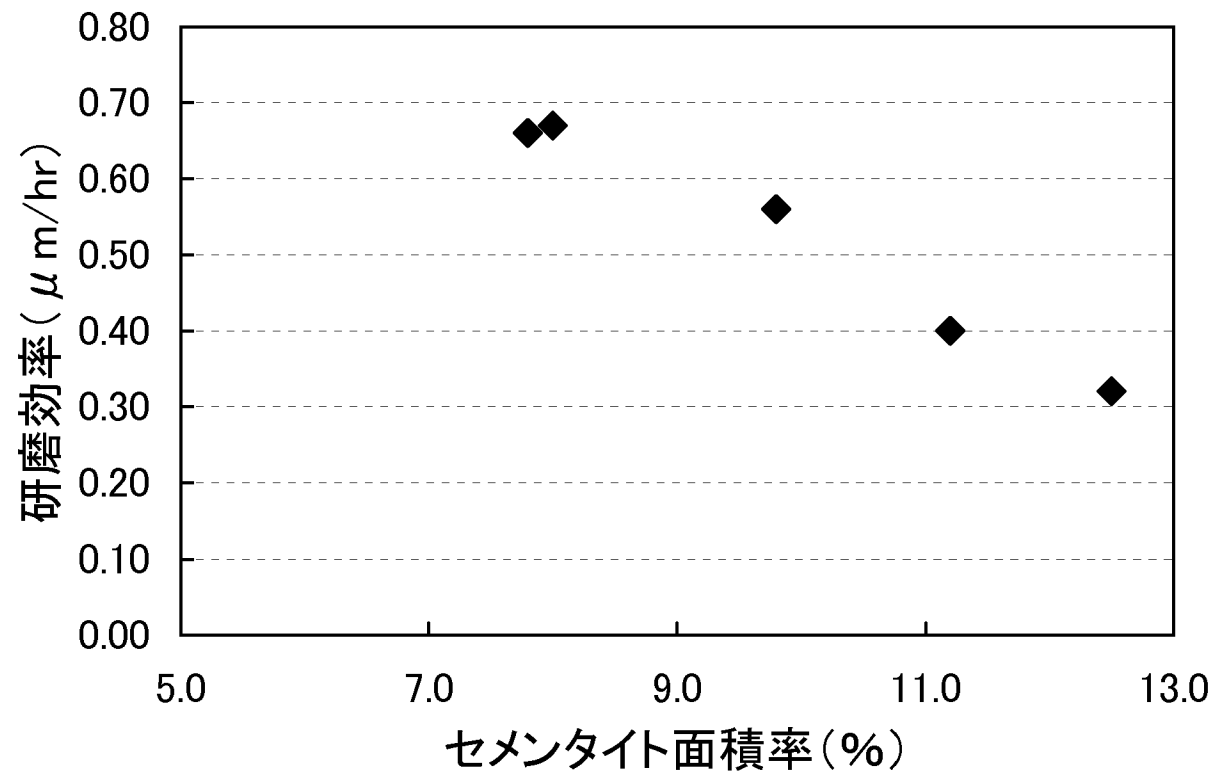
[図2]



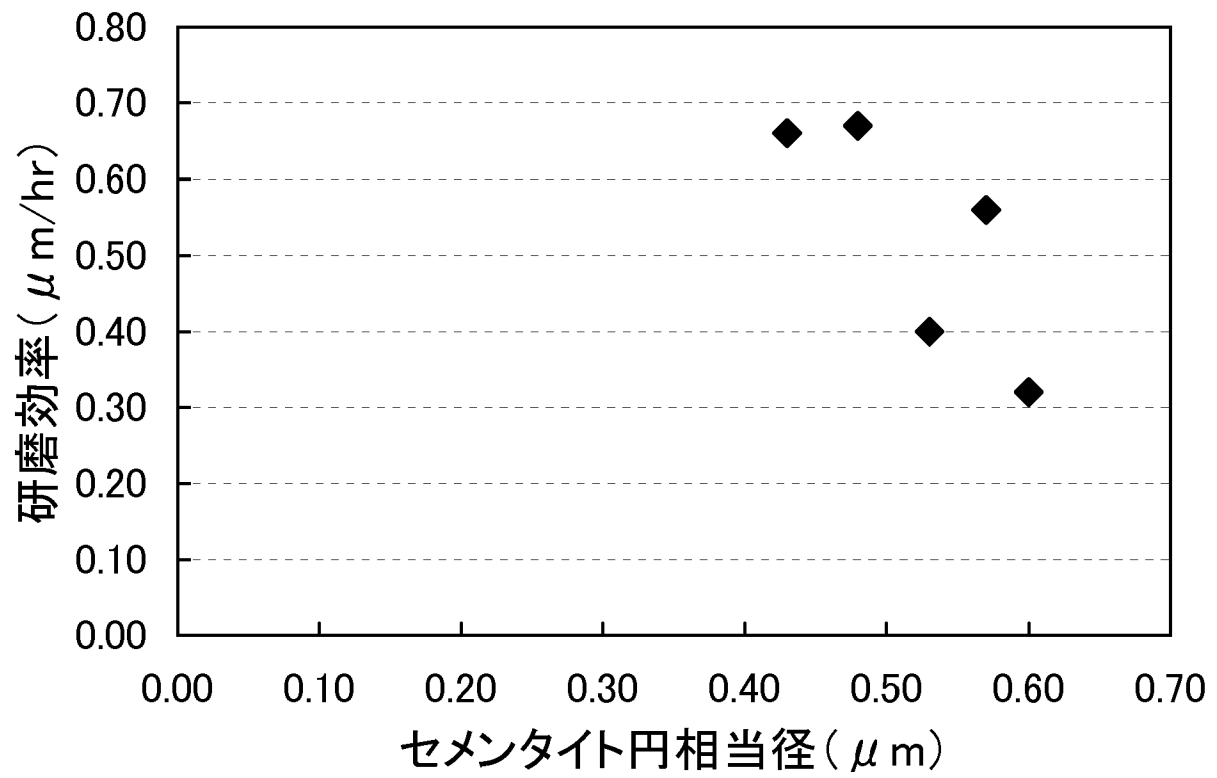
[図3]



[図4]



[図5]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2011/062001

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(2006.01)i, C22C38/60(2006.01)i, C21D1/32(2006.01)n, C21D8/06(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)

C22C38/00-38/60, C21D8/00-8/10, C21D1/32

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	1996-2011
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2011	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2011

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 11-80897 A (NSK Ltd.), 26 March 1999 (26.03.1999), entire text; all drawings & US 6224688 B1 & GB 2328479 A & GB 2342409 A	1-5
A	JP 63-135615 A (Daido Steel Co., Ltd.), 08 June 1988 (08.06.1988), entire text (Family: none)	1-5
A	JP 2007-131907 A (Sanyo Special Steel Co., Ltd.), 31 May 2007 (31.05.2007), entire text; all drawings (Family: none)	1-5

☒ 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
17 August, 2011 (17.08.11)

Date of mailing of the international search report
30 August, 2011 (30.08.11)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2011/062001

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 2006-118030 A (JFE Steel Corp.), 11 May 2006 (11.05.2006), entire text; all drawings (Family: none)	1-5
A	JP 11-256233 A (Kawasaki Steel Corp.), 21 September 1999 (21.09.1999), entire text; all drawings (Family: none)	1-5
E,X	JP 2011-111668 A (Kobe Steel, Ltd.), 09 June 2011 (09.06.2011), entire text; all drawings (Family: none)	1-5

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, C21D1/32(2006.01)n, C21D8/06(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. C22C38/00-38/60, C21D8/00-8/10, C21D1/32

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 1 年
日本国実用新案登録公報	1 9 9 6 - 2 0 1 1 年
日本国登録実用新案公報	1 9 9 4 - 2 0 1 1 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 11-80897 A（日本精工株式会社）1999.03.26, 全文、全図 & US 6224688 B1 & GB 2328479 A & GB 2342409 A	1-5
A	JP 63-135615 A（大同特殊鋼株式会社）1988.06.08, 全文（ファミリーなし）	1-5
A	JP 2007-131907 A（山陽特殊製鋼株式会社）2007.05.31, 全文、全図（ファミリーなし）	1-5

☒ 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

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

1 7 . 0 8 . 2 0 1 1

国際調査報告の発送日

3 0 . 0 8 . 2 0 1 1

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）

相澤 啓祐

4 K

4 0 3 7

電話番号 0 3 - 3 5 8 1 - 1 1 0 1 内線 3 4 3 5

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 2006-118030 A (J F E スチール株式会社) 2006.05.11, 全文、 全図 (ファミリーなし)	1-5
A	JP 11-256233 A (川崎製鉄株式会社) 1999.09.21, 全文、全図 (フ ァミリーなし)	1-5
E, X	JP 2011-111668 A (株式会社神戸製鋼所) 2011.06.09, 全文、全図 (ファミリーなし)	1-5