

(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
2010年7月22日(22.07.2010)

PCT

(10) 国際公開番号

WO 2010/082481 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/60 (2006.01)
C21D 8/06 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2010/000140
- (22) 国際出願日: 2010年1月13日(13.01.2010)
- (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 2009-008174 2009年1月16日(16.01.2009) JP
- (71) 出願人(米国を除く全ての指定国について): 新日本製鐵株式会社(NIPPON STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1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): 宮西慶(MIYANISHI, Kei) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP). 橋村雅之(HASHIMURA, Masayuki) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP). 小澤修司(KOZAWA, Shuuji) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP). 久保田学(KUBOTA, Manabu) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP). 越智達朗(OCHI, Tatsuro)
- [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP).
- (74) 代理人: 志賀正武, 外(SHIGA, Masatake et al.); 〒1006620 東京都千代田区丸の内一丁目9番2号 Tokyo (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, 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 (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, 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))



WO 2010/082481 A1

(54) Title: CASE HARDENING STEEL, CARBURIZED COMPONENT, AND METHOD FOR PRODUCING CASE HARDENING STEEL

(54) 発明の名称: 肌焼鋼、浸炭部品、及び肌焼鋼の製造方法

(57) Abstract: Disclosed is a case hardening steel which has a chemical composition that contains, in mass%, 0.1-0.6% of C, 0.02-1.5% of Si, 0.3-1.8% of Mn, 0.025% or less of P, 0.001-0.15% of S, more than 0.05% but 1.0% or less of Al, 0.05-0.2% of Ti, 0.01% or less of N and 0.0025% or less of O, while additionally containing one or more of 0.4-2.0% of Cr, 0.02-1.5% of Mo, 0.1-3.5% of Ni, 0.02-0.5% of V and 0.0002-0.005% of B, with the balance made up of iron and unavoidable impurities.

(57) 要約: この肌焼鋼は、化学成分が、質量%で: C: 0.1~0.6%; Si: 0.02~1.5%; Mn: 0.3~1.8%; P: 0.025%以下; S: 0.001~0.15%; Al: 0.05超~1.0%; Ti: 0.05~0.2%; N: 0.01%以下; O: 0.0025%以下; を含有し、さらに、Cr: 0.4~2.0%、Mo: 0.02~1.5%、Ni: 0.1~3.5%、V: 0.02~0.5%、B: 0.0002~0.005%の1種または2種以上を含有し、残部が鉄および不可避免的不純物からなる。

明 細 書

発明の名称：肌焼鋼、浸炭部品、及び肌焼鋼の製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、浸炭時の粗大粒防止特性と疲労特性に優れた肌焼鋼とその製造方法に関する。

本願は、2009年1月16日に、日本に出願された特願2009-008174号に基づき優先権を主張し、その内容をここに援用する。

背景技術

[0002] 歯車、軸受部品、転動部品、シャフト、等速ジョイント部品には、通常、例えば日本工業規格（JIS）において、JIS G 4052、JIS G 4104、JIS G 4105、JIS G 4106などに規定されている中炭素の機械構造用合金鋼を使用する。これらの部品は、通常、冷間鍛造（転造も含む）又は熱間鍛造一切削により所定の形状に加工された後、浸炭焼入れを行う工程で製造されている。冷間鍛造は、製品の表面肌、寸法精度が良く、熱間鍛造に比べて製造コストが低く、歩留まりも良好である。このため、従来は熱間鍛造で製造されていた部品を、冷間鍛造へ切り替える傾向が強くなっている。この結果、冷鍛－浸炭工程で製造される浸炭部品の適用対象や用途は近年顕著に増加している。浸炭部品の製造における大きな課題として、熱処理歪みの低減が挙げられる。この課題は、例えば、以下のような問題を解決するために求められる。浸炭部品をシャフトに適用した場合に、熱処理歪みで曲げ変形してしまえばシャフトとしての機能が損なわれる。また浸炭部品を歯車や等速ジョイント部品に適用した場合には、熱処理歪みが増加した場合に騒音や振動の原因を引き起こす。ここで、浸炭部品に発生する熱処理歪みの最大の原因は、浸炭時に発生する粗大粒に基づく。この浸炭時に発生する粗大粒を抑制するために、従来において、冷間鍛造後、浸炭焼入れの前に、焼鈍が行われていた。しかしながら、特に近年において、コスト削減の視点から、焼鈍省略の傾向が強くなってきている。従って

焼鈍を省略した場合においても、浸炭部品内に粗大粒を生じない鋼材が強く求められている。

[0003] 一方、歯車、軸受部品、転動部品のなかで高面圧が負荷される軸受部品、転動部品においては、高深度浸炭が行われている。高深度浸炭は、通常、十数時間から数十時間の長時間を要するために、エネルギーの消費量を減らす観点から、浸炭時間の短縮化が重要な課題である。浸炭時間短縮化のためには、浸炭温度の高温化と浸炭前の素材炭素量の増加が有効である。通常の浸炭温度は930℃程度であるが、仮に990～1090℃の温度域でいわゆる高温浸炭を行うと、粗大粒が発生し、必要な疲労特性、転動疲労特性等が得られないという問題が発生する。そのため、高温浸炭でも粗大粒が発生しない、即ち高温浸炭に適した肌焼鋼が求められている。例えば、通常浸炭時と同じ有効硬化層深さを得るためには、浸炭前の素材炭素量を通常肌焼鋼レベルの0.2%から0.3%のC濃度となるように高炭素化することで、浸炭時間を短縮できる計算となる。

[0004] 特に高面圧が負荷される歯車、軸受部品、転動部品は大型部品が多く、通常「棒鋼—熱間鍛造—必要により焼準等の熱処理—切削—浸炭焼入れ—必要により研磨」の工程で製造される。浸炭時の粗大粒の発生を抑制するためには、熱間鍛造後の状態で、つまり熱間鍛造部材の状態で、粗大粒を抑制するために適正な材質を造り込んでおくことが必要である。そのためには、棒鋼線材の素材の状態で粗大粒を抑制するために適正な材質を造り込んでおく必要がある。

[0005] 従来における肌焼鋼の粗大粒を安定的に抑制するための技術としては、所定量のAl、Nを含有し、熱間圧延方向に平行な断面の組織のフェライトバンドの状態を適正化した粗大粒防止特性に優れた肌焼鋼が開示されている（例えば、特許文献1参照。）。しかしながら、当該特許文献1の開示技術では、球状化焼鈍—冷間鍛造工程を経て製造される部品については粗大粒抑制の能力を安定的に発揮させることができない場合があり、また高温浸炭においても粗大粒の発生を抑制できない場合があるのが現実である。

- [0006] また、特許文献2の開示技術には、所定量のC、S i等に加えて、質量%でTi : 0.10~0.30%、N : 0.01%未満を含有する鋼材を用い、鋼片熱間圧延加熱を1250~1400℃の温度範囲で行うとともに、製品圧延加熱Ac3~1050℃で加熱する肌焼鋼の製造方法が開示されている。また特許文献3の開示技術は、特許文献2と同様の成分からなる肌焼鋼におけるTi炭化物を微細分散させることにより、転動疲労寿命及び回転曲げ疲労寿命を向上させる技術が開示されている。
- [0007] さらに、特許文献4には、所定量からなるCやS i等に加えて、更に質量%でTi : 0.1超~0.2%、N : 0.015%以下を含み、旧オーステナイト結晶粒度がJIS G0551でNo. 11以上まで微細化されたマルテンサイト組織からなる高強度肌焼鋼が開示されている。また、質量%でN : 0.020%以下を含み、「Ti : 0.05~0.2%、V : 0.02~0.10%、Nb : 0.02~0.1%」のうち1種ないし2種以上を含有し、旧オーステナイト結晶粒度がJIS G0551でNo. 11以上まで微細化されたマルテンサイト組織からなる高強度肌焼鋼が開示されている。
- [0008] また、特許文献5において、質量%で、Ti : 0.05~0.2%含み、他特定成分を特定範囲含有し、質量%でN : 0.0051%未満に制限し、又はさらに質量%でNb : 0.04%未満を含有し、熱間圧延後のAINの析出量を0.01%以下に制限し、又はさらに熱間圧延後のベイナイトの組織分率を30%以下に制限し、又はさらに、熱間圧延後のフェライト結晶粒度番号がJIS G0552で規定されている8~11番であり、又はさらに、熱間圧延後の鋼のマトリックス中の長手方向断面において下記条件で測定された極値統計によるTi系析出物の最大直径が40μm以下とした浸炭時の粗大粒防止特性と疲労特性に優れた肌焼鋼が開示されている。
- [0009] しかしながら、上述した特許文献1~5に示すようなTi多量添加型の粗大粒防止鋼は、Ti多量添加により被削性が劣化してしまうという問題点があった。被削性劣化の主な原因は1) 素材硬さの上昇、2) Ti系炭窒化物

生成による被削性改善効果の高いMnSの減少の2つである。これらの原因によって、例えば、鋼の加工に用いる工具の破損が起りやすくなり、被削が容易でなくなる等の問題が生じる、つまり、被削性が劣化する。

[0010] また、浸炭時間短縮のための手法として浸炭温度の上昇以外に浸炭前素材の高炭素化もあるが、この場合も素材硬さの上昇による被削性の劣化が問題となる。

先行技術文献

特許文献

- [0011] 特許文献1：特開平11-106866号公報
特許文献2：特開平11-92863号公報
特許文献3：特開平11-92824号公報
特許文献4：特開2003-34843号公報
特許文献5：特開2005-240175号公報
特許文献6：特開2000-87179号公報
特許文献7：特開2001-152280号公報
特許文献8：特開2001-220645号公報
特許文献9：特開2001-180184号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0012] 上述の如き特許文献1～5の開示技術では、浸炭時に発生する粗大粒防止のための多量のTi添加を行う。しかし、この結果として、被削性の劣化問題が生じるため、工業的な適用が難しかった。一方、浸炭時間短縮のための素材炭素量の上昇を行う場合は、さらなる被削性の劣化が懸念されるため、こうした技術は、適用が難しかった。本発明はこのような問題を解決して、熱処理歪みの小さい浸炭時の浸炭時の粗大粒防止特性と疲労特性に優れた肌焼鋼とその製造方法を提供する。

課題を解決するための手段

- [0013] 本発明は本明細書で説明する新規なる知見にもとづいてなされ、浸炭時の粗大粒防止特性と疲労特性に優れた肌焼鋼であり、本発明の要旨は以下の通りである。
- [0014] (1) 本発明の一態様に係る肌焼鋼は、化学成分が、質量%で：C：0.1～0.6%；Si：0.02～1.5%；Mn：0.3～1.8%；P：0.025%以下；S：0.001～0.15%；Al：0.05超～1.0%；Ti：0.05～0.2%；N：0.01%以下；O：0.0025%以下；を含有し、さらに、Cr：0.4～2.0%、Mo：0.02～1.5%、Ni：0.1～3.5%、V：0.02～0.5%、B：0.0002～0.005%の1種または2種以上を含有し、残部が鉄および不可避免的不純物からなる。
- [0015] (2) 上記(1)に記載の肌焼鋼は、さらに、化学成分が質量%で、Nb：0.04%未満を含有してもよい。
- [0016] (3) 上記(1)又は(2)に記載の肌焼鋼は、熱間圧延後のベイナイトの組織分率を30%以下としてもよい。
- [0017] (4) 上記(1)又は(2)に記載の肌焼鋼は、熱間圧延後のフェライト結晶粒度番号がJIS G0552で規定されている8～11番であってもよい。
- [0018] (5) 上記(1)又は(2)に記載の肌焼鋼は、熱間圧延後の鋼のマトリックス中の長手方向断面において、Ti系析出物の最大直径が40 μ m以下であってもよい。
- [0019] (6) 本発明の一態様に係る浸炭部品は、上記(1)又は(2)に記載の肌焼鋼を用い、部品形状に加工されている。
- [0020] (7) 本発明の一態様に係る肌焼鋼の製造方法は、化学成分が、質量%で：C：0.1～0.6%；Si：0.02～1.5%；Mn：0.3～1.8%；P：0.025%以下；S：0.001～0.15%；Al：0.05超～1.0%；Ti：0.05～0.2%；N：0.01%以下；O：0.0025%以下を含有し；さらに、Cr：0.4～2.0%、Mo：0.0

2 ~ 1.5%、Ni : 0.1 ~ 3.5%、V : 0.02 ~ 0.5%、B : 0.0002 ~ 0.005%の1種又は2種以上を含有し、残部が鉄および不可避免的不純物からなる鋼を用意し、前記鋼を、1150℃以上の温度で保熱時間10分以上加熱して線材又は棒鋼に熱間圧延する。

[0021] (8) 上記(7)に記載の肌焼鋼の製造方法では、さらに、化学成分が質量%でNb : 0.04%未満を含有する上記鋼を使用してもよい。

[0022] (9) 上記(7)又は(8)に記載の肌焼鋼の製造方法において、上記熱間圧延後に800~500℃の温度範囲を1℃/秒以下の冷却速度で徐冷し、熱間圧後の前記鋼のベイナイトの組織分率が30%以下でもよい。

[0023] (10) 上記(7)又は(8)に記載の肌焼鋼の製造方法において、熱間圧延の仕上げ温度は840~1000℃でもよく、熱間圧延後の前記鋼のフェライト結晶粒度番号は、JIS G0552で規定されている8~11番でもよい。

発明の効果

[0024] 上記(1)の肌焼鋼、上記(6)の浸炭部品、および上記(7)の肌焼鋼の製造方法によれば、冷鍛工程で部品を製造しても、浸炭時の結晶粒の粗大化が抑制されるために、疲労強度特性を向上させることができる。これとともに、焼入れ歪みによる寸法精度の劣化を従来と比較して極めて少なくすることが可能となる。このため、これまで粗大粒の問題から冷鍛化が困難であった部品の冷鍛化が可能になり、さらに冷鍛後の焼鈍を省略することも可能になる。また、熱間鍛造工程で製造される部品に本鋼材を適用しても高温浸炭においても粗大粒の発生を防止し、転動疲労特性等の十分な強度特性を得ることができる。また、切削加工性についても、本発明を適用した肌焼鋼によれば良好な被削性を発揮させられるため、良好な切削加工性を得ることが可能となる。

図面の簡単な説明

[0025] [図1] シャルピー衝撃試験片を示す図である。

発明を実施するための形態

- [0026] 本発明者らは、上述した課題を解決するために、結晶粒の粗大化の支配因子と粗大化抑制のための多量Ti添加による被削性の劣化の改善方法について鋭意調査し、次の点を明らかにした。
- [0027] (1) 浸炭時に結晶粒の粗大化を防止するには、ピン止め粒子としてAlN、NbNを活用するよりも、TiC、TiCSを主体とするTi系析出物を浸炭時に微細析出させることが有効である。これに加えて、NbCを主体とするNbの炭窒化物を浸炭時に微細析出させることにより、粗大粒防止特性は一層向上する。
- [0028] (2) 上述したTi系析出物、またはさらにNbの炭窒化物を浸炭時に微細析出させる方法において、Ti系析出物またはさらにNbCの析出物のピン止め効果を安定して発揮させるためには、浸炭よりも前の工程である、熱間圧延後段階のマトリックス中に、これらの析出物を微細析出させておくことが必要である。そのためには、熱間圧延時の冷却過程でオーステナイトからの拡散変態時に、析出物を相界面析出させる必要がある。仮に熱間圧延のままの組織にベイナイトが生成すると、上記析出物の相界面析出が困難になるために、ベイナイトを実質的に含まない組織とすることが必須である。
- [0029] (3) 熱間圧延後の鋼材に、Ti系析出物またはさらにNbCの析出物をあらかじめ微細析出させるためには、圧延加熱温度及び圧延後の冷却条件を最適化すれば良い。すなわち圧延加熱温度を高温にすることによって、Ti系析出物またはさらにNbCの析出物を一旦マトリックス中に固溶させ、熱間圧延後にTi系析出物またはさらにNbCの析出物の析出温度域を徐冷することによって、これらの炭窒化物を多量、微細分散させることができる。
- [0030] (4) さらに、熱間圧延後の鋼材のフェライト粒が過度に微細であると、浸炭加熱時に粗大粒が発生しやすくなるため、圧延仕上げ温度の適正化も重要である。
- [0031] (5) Ti添加鋼ではTi析出物が疲労破壊の起点となるため、疲労特性、特に転動疲労特性が劣化しやすくなる。しかし、低N化、熱間圧延温度の高温化等によりTi析出物最大サイズを小さくすることにより疲労特性の改善

が可能である。この場合、粗大粒防止特性と疲労特性の両立が可能である。

[0032] (6) さらに、Al量を0.05超～1.0%に調整し、被削性改善に寄与する固溶Al量を十分に確保することにより、被削性を改善することが可能である。

[0033] なお、関連する公知の技術として、多量Ti添加、Alの添加は、いずれも、それぞれ個別に行った場合、被削性に悪影響を与える場合があることが知られていた。

Al添加の被削性への影響については、例えば、特許文献6～9に記載されている。特許文献7には、0.05%以上のAlが含有される場合、アルミナ系酸化物量が増加する結果、被削性が低下する、という内容の記載がある。

本発明は、これらの従来常識を覆す新たな技術的思想に基づくものである。以下に詳述するように、本発明の条件においては、0.05%以上のAl添加を行っても、必ずしもアルミナ系酸化物が増大せず、添加Alは、固溶状態を保つことができる。このため、切削時の発熱に伴うアルミナ等酸化物の生成が非常に活発に発生し、この結果、被削性の大きな改善に結びつくという非常に顕著な効果を生む。

[0034] 以下、本発明を実施するための形態として、浸炭時の粗大粒防止特性と疲労特性に優れた肌焼鋼について詳細に説明する。

[0035] まず、本発明を適用した肌焼鋼における化学成分の限定理由について説明する。以下、組成の記載において、質量%を、単に%と記載する。

[0036] 炭素(C) : 0.1～0.6%

Cは鋼に必要な強度を与えるのに有効な元素であるが、0.1%未満では必要な引張強さを確保することができず、0.6%を越えると硬くなって、冷間加工性が劣化するとともに、浸炭後の芯部靱性が劣化するので、0.1～0.6%の範囲内にする必要がある。

[0037] ケイ素(Si) : 0.02～1.5%

Siは鋼の脱酸に有効な元素であるとともに、鋼に必要な強度、焼入れ性

を与え、焼戻し軟化抵抗を向上するのに有効な元素である。0.02%未満のSi含量では上記の効果が十分得られない。一方、1.5%を越えると、硬さの上昇を招き冷間鍛造性が劣化する。以上の理由から、その含有量を0.02~1.5%の範囲内にする必要がある。冷間加工を受ける鋼材の好適範囲は0.02~0.3%である。特に冷鍛性を重視する場合は、0.02~0.15%の範囲にするのが望ましい。一方、Siは粒界強度の増加に有効な元素であり、さらに軸受部品、転動部品においては、転動疲労過程での組織変化、材質劣化の抑制による高寿命化に有効な元素である。そのため、高強度化を指向する場合には、0.2~1.5%の範囲が好適である。特に転動疲労強度の高いレベルを得るためには、0.4~1.5%の範囲にするのが望ましい。なお、Si添加による軸受部品、転動部品の転動疲労過程での組織変化、材質劣化の抑制の効果は、浸炭後の組織中の残留オーステナイト量（通称、残留 γ 量）が30~40%の時に特に大きい。残留 γ 量をこの範囲で制御するには、いわゆる浸炭浸窒処理を行うことが有効である。浸炭浸窒処理は、浸炭後の拡散処理の過程で浸窒を行う処理である。表面の窒素濃度が0.2~0.6%の範囲になるような条件が適切である。なお、この場合の浸炭時の炭素ポテンシャルは0.9~1.3%の範囲とするのが望ましい。

[0038] マンガン (Mn) : 0.3~1.8%

Mnは鋼の脱酸に有効な元素であるとともに、鋼に必要な強度、焼入れ性を与えるのに有効な元素であるが、Mn含有量が0.3%未満では効果は不十分である。Mn含有量が1.8%を越えるとその効果は飽和するのみならず、硬さの上昇を招き冷間鍛造性が劣化する。このため、Mn含有量は、0.3~1.8%の範囲内にする必要がある。好適範囲は0.5~1.2%である。なお、冷鍛性を重視する場合は、0.5~0.75%の範囲にするのが望ましい。

[0039] リン (P) : 0.025%以下

Pは冷間鍛造時の変形抵抗を高め、韌性を劣化させる元素である。このた

め、冷間鍛造性が劣化する。また、焼入れ、焼戻し後の部品の結晶粒界を脆化させることによって、疲労強度を劣化させるので、できるだけ低減することが望ましい。従ってその含有量を0.025%以下に制限する必要がある。好適範囲は0.015%以下である。

[0040] 硫黄 (S) : 0.001~0.15%

Sは鋼中でMnSを形成し、これによる被削性の向上を目的として添加する。しかし、0.001%未満のS含有量ではその効果は不十分である。一方、S含有量が0.15%を超えるとその効果は飽和し、むしろ粒界偏析を起こし粒界脆化を招く。以上の理由から、Sの含有量を0.001~0.15%の範囲にする必要がある。なお、軸受部品、転動部品においては、MnSが転動疲労寿命を劣化させるために、Sを極力低減する必要がある。このため、S含有量を0.001~0.01%の範囲にするのが望ましい。

[0041] アルミニウム (Al) : 0.05超~1.0%

Al (鋼中の全Al) は、一部はNと結びついてAlNとして析出し、残りは固溶Alとして存在する。この固溶Al量は、切削性改善に寄与するため、できるだけ多いほうが望ましい。良好な切削性を発揮させるためには、0.05%超の十分な固溶Al量を確保する必要がある。一方、固溶Al量が1.0%を超えると変態特性に大きく影響を与える。このため、固溶Al量の上限を1.0%とする。さらに好ましくは固溶Al量を0.08~1.0%にする、より好ましくは0.1%~1.0%の範囲にするのが望ましい。

[0042] チタン (Ti) : 0.05~0.2%

Tiは鋼中で微細なTiC、TiCSを生成させ、これにより浸炭時の γ 粒の微細化を図り、粗大粒防止効果を期すために添加される。しかしながら、Ti含有量が0.05%未満では、その効果は不十分である。一方、Tiを0.2%を超えて添加すると、TiCによる析出硬化が顕著になる。この結果、冷間加工性が顕著に劣化するとともに、TiN主体の析出物が顕著となり転動疲労特性が劣化する。以上の理由から、その含有量を0.05~0

2%の範囲内にする必要がある。Ti含有量の好適範囲は、0.05~0.1%未満である。なお、本願発明の鋼および熱間鍛造部材において、浸炭加熱時に侵入してくる炭素および窒素と固溶Tiが反応して、浸炭層に微細なTi(CN)が多量に析出する。そのために、軸受部品、転動部品においては、これらのTi(CN)が転動疲労寿命の向上に寄与する。したがって、軸受部品、転動部品において、特に高いレベルの転動疲労寿命を指向する場合には、浸炭時の炭素ポテンシャルを0.9~1.3%の範囲で高めに設定すること、あるいは、いわゆる浸炭浸窒処理を行うことが有効である。浸炭浸窒処理は、上記のように浸炭後の拡散処理の過程で浸窒を行う処理である。この処理には、表面の窒素濃度が0.2~0.6%の範囲になるような条件が適切である。本発明者はTiを0.05~0.2%の範囲内とすると、TiCSが生成することを通じて、MnSが微細かつ少なくなり、それによって衝撃値が向上することを知見した。

[0043] 窒素(N) : 0.01%以下

Nが鋼中のTiと結びつくと、粒制御にほとんど寄与しない粗大なTiNを生成する。このTiNがTiC、TiCS主体のTi系析出物、NbC、NbC主体のNb(CN)の析出サイトとなるため、これらのTi系析出物、Nbの炭窒化物の微細析出は、逆に阻害される。この結果、粗大なTiNの生成は、粗大粒の生成を促進するという、悪影響をもたらす。このTiNに基づく悪影響は、N量が0.01%を超える場合特に顕著である。以上の理由から、Nの含有量を0.01%以下にする必要がある。更に好ましくは、Nの含有量を0.0051%未満に制限するのが望ましい。

[0044] 酸素(O) : 0.0025%以下

本発明のような高Ti鋼においては、Oは鋼中でTi系の酸化物系介在物を形成する。

酸化物系介在物が鋼中に多量に存在すると、この介在物がTiCの析出サイトとなる。この結果、熱間圧延時にTiCが粗大に析出し、浸炭時に結晶粒の粗大化を抑制できなくなる。そのため、O量はできるだけ低減すること

が望ましい。以上の理由から、Oの含有量を0.0025%以下に制限する必要がある。好適範囲は0.0020%以下である。なお、軸受部品、転動部品においては、酸化物系介在物が転動疲労破壊の起点となるので、O含有量が低いほど転動寿命は向上する。そのため、軸受部品、転動部品においては、O含有量を0.0012%以下に制限するのが望ましい。

[0045] また、本発明では、鋼材に、下記の成分範囲で規定されるクロム (Cr)、モリブデン (Mo)、ニッケル (Ni)、バナジウム (V)、ホウ素 (B) の1種又は2種以上を含有させる。

[0046] Cr : 0.4 ~ 2.0%

Crは鋼に強度、焼入れ性を与えるのに有効な元素であり、さらに軸受部品、転動部品においては、浸炭後の残留 γ 量を増大させるとともに、転動疲労過程での組織変化、材質劣化の抑制による高寿命化に有効な元素である。0.4%未満ではその効果は不十分である。一方、2.0%を越えて添加すると硬さの上昇を招き冷間鍛造性が劣化する。以上の理由から、その含有量を0.4~2.0%の範囲内にするのが好適である。更に好適な含有量の範囲は、0.7~1.6%である。なお、Cr添加による軸受部品、転動部品の転動疲労過程での組織変化、材質劣化の抑制の効果は、浸炭後の組織中の残留 γ 量が30~40%の時に特に大きい。残留 γ 量をこの範囲で制御するには、いわゆる浸炭浸窒処理を行い、表面の窒素濃度が0.2~0.6%の範囲になるようにすることが有効である。

[0047] Mo : 0.02 ~ 1.5%

Moは添加することによって、鋼に強度、焼入れ性を与える効果があり、さらに軸受部品、転動部品においては、浸炭後の残留 γ 量を増大させるとともに、転動疲労過程での組織変化、材質劣化の抑制による高寿命化に有効な元素であり、その効果を得るためには0.02%以上の含有量が好適である。但し、1.5%を越えて添加すると硬さの上昇を招き切削性、冷間鍛造性が劣化する。以上の理由から、その含有量を1.5%以下の範囲内にするのが好適である。更に好適な範囲は0.5%以下である。Mo添加による軸受

部品、転動部品の転動疲労過程での組織変化、材質劣化の抑制の効果についても、Crと同様に、いわゆる浸炭浸窒処理を行い、浸炭後の組織中の残留 γ 量が30~40%の時に特に大きい。

[0048] Ni : 0.1~3.5%

Niは添加することによって、鋼に強度、焼入れ性を与える効果があり、その効果を得るためには0.1%以上の含有量が好適である。ただし、3.5%を越えて添加すると、硬さの上昇を招き、切削性、冷間鍛造性が劣化する。以上の理由から、Niの含有量を3.5%以下の範囲内にするのが好適である。更に好適なNi含有量の範囲は2.0%以下である。

[0049] V : 0.02~0.5%

Vは添加することによって、鋼に強度、焼入れ性を与える効果があり、その効果を得るためには0.02%以上の含有量が好適である。ただし、0.5%を越えてVを添加すると硬さの上昇を招き切削性、冷間鍛造性が劣化する。以上の理由から、その含有量を0.5%以下の範囲内にするのが好適である。更に好適なV含有量の範囲は0.2%以下である。

[0050] B : 0.0002~0.005%

Bは添加することによって、鋼に強度、焼入れ性を与えるのに有効な元素である。さらにBには、1) 棒鋼・線材圧延において、圧延後の冷却過程でボロン鉄炭化物を生成することにより、フェライトの成長速度を増加させ、圧延したままで軟質化を促進する効果、2) 浸炭材の粒界強度を向上させることにより、浸炭部品としての疲労強度・衝撃強度を向上させる効果も有している。その効果を得るためには0.0002%以上の含有量が好適である。

しかしながら、0.005%を超えてBを添加するとその効果は飽和し、かえって衝撃強度劣化等の悪影響が懸念されるので、その含有量を0.005%以下の範囲内にするのが好適である。更に好適なB含有量の範囲は0.003%以下である。

[0051] 次に、本発明の一態様では、ニオブ(Nb) : 0.04%未満を含有して

もよい。このような態様の効果を以下に述べる。

[0052] Nbは浸炭加熱の際に鋼中のC、Nと結びついてNb(CN)を形成し、結晶粒の粗大化抑制に有効な元素である。Nb添加により「Ti系析出物による粗大粒防止」効果が一層有効になる。これは、Ti系析出物にNbが固溶し、Ti系析出物の粗大化を抑制するためである。本願発明の添加量の範囲内では、Nbの添加量に依存して効果は増大する。0.03%未満、あるいは0.02%未満、さらには0.01%未満といった微量のNb添加を行った場合でも、Nbを添加しない場合に比較して、粗大粒防止特性は顕著に向上する。但し、Nb添加は切削性や冷間鍛造性の劣化、浸炭特性の劣化を引き起こす。

特に、Nbの添加量がNb:0.04%以上であると、素材の硬さが硬くなって切削性、冷間鍛造性が劣化する。これとともに、棒鋼・線材圧延加熱時の溶体化が困難になる。以上の理由から、Nbの含有量を0.04%未満の範囲内にするのが好適である。切削性、冷間鍛造性等の加工性を重視する場合の好適範囲は、0.03%未満である。また、加工性に加えて、浸炭性を重視する場合の好適範囲は0.02%未満である。さらに、特別に浸炭性を重視する場合の好適範囲は0.01%未満である。また、粗大粒防止特性と加工性との両立を図るために、Nbの添加量は、Tiの添加量に応じて、調整することが好ましい。例えば、Ti+Nbの好適範囲は、0.07~0.17%未満である。特に高温浸炭や、冷鍛部品において、望ましい範囲は0.091%超~0.17%未満である。

[0053] 次に、本発明の一態様では、熱間圧延後のベイナイトの組織分率を30%以下に制限してもよい。このような態様の効果を以下に述べる。熱間圧延後の鋼材にベイナイト組織が混入すると、浸炭加熱時の粗大粒発生の原因になる。また、ベイナイトの混入の抑制は冷間加工性改善の視点からも望ましい。これらの悪影響は、ベイナイトの組織分率が30%を超えると特に顕著になる。以上の理由から、熱間圧延後のベイナイトの組織分率を30%以下に制限するのが好適である。高温浸炭等で粗大粒防止に対して浸炭条件が厳し

い場合の好適範囲は20%以下である。冷鍛経由等でさらに粗大粒防止に対して浸炭条件が厳しい場合の好適範囲は10%以下である。

[0054] 次に、本発明の一態様では、熱間圧延後のフェライト結晶粒度番号をJIS G0552で規定されている8～11番としてもよい。このような態様の効果を以下に述べる。熱間圧延後のフェライト粒が過度に微細であると、浸炭時にオーステナイト粒が過度に微細化する。オーステナイト粒が過度に微細になると、粗大粒が生成しやすくなり、特にフェライト結晶粒度が11番を超えると、その傾向が顕著になる。また、オーステナイト粒がJIS G0551で規定されている11番を超えるような過度に微細になると、特許文献4記載の鋼材と同様に、焼入れ性の劣化による強度不足等の弊害を生じる。一方、熱間圧延後のフェライト結晶粒度番号をJIS G0552で規定されている8番未満の粗粒にすると、熱間圧延材の延性が劣化し、冷間鍛造性が劣化する。以上の理由から、熱間圧延後のフェライト結晶粒度番号をJIS G0552で規定されている8～11番の範囲内にするのが好適である。

[0055] 本発明の一態様では、熱間圧延後の鋼のマトリックス中の長手方向断面において、検査基準面積：100mm²、検査回数16視野、予測を行なう面積：30000mm²の条件で測定された極値統計によるTi系析出物の最大直径が40μm以下としてもよい。このような態様に係る方法によって得られる効果を以下に述べる。本発明で対象とする浸炭部品の要求特性の一つに転動疲労特性や面疲労強度のような接触疲労強度がある。粗大なTi系析出物が鋼中に存在すると接触疲労破壊の起点となり、疲労特性が劣化する。極値統計により、検査基準面積：100mm²、検査回数16視野、予測を行なう面積：30000mm²の条件で測定した時のTi系析出物の最大直径が40μmを超えると、特に接触疲労特性に及ぼすTi系析出物の悪影響が顕著になる。以上の理由から、極値統計によるTi系析出物の最大直径を40μm以下とするのが好適である。極値統計による析出物の最大直径の測定、予測方法は、例えば、村上敬宜“金属疲労 微小欠陥と介在物の影響”養賢堂p

p 233~239 (1993年)に記載の方法による。なお、本願発明で用いているのは、二次元的検査により一定面積内(予測を行なう面積: 30000mm²)で観察される最大析出物を推定する、二次元的検査方法である。詳細な測定手順は、下記の実施例欄で詳述する。

[0056] 次に本発明を適用した肌焼鋼の製造方法における熱間圧延条件について説明する。

[0057] 上述した化学成分からなる本発明鋼を、転炉、電気炉等の通常の方法によって溶製し、成分調整を行い、鑄造工程、必要に応じて分塊圧延工程を経て、線材または棒鋼に熱間圧延して圧延素材を製造する。

[0058] 次に、本発明の一態様では、この製造した圧延素材を1150℃以上の温度で保熱時間10分以上加熱の温度で加熱してもよい。この場合、加熱条件が、1150℃未満であるか、あるいは加熱温度が1150℃以上でも保熱時間が10分未満の場合に比較して、Ti系析出物、Nbの析出物およびAlNを一旦マトリックス中に効率よく固溶させることができる。その結果、熱間圧延後の鋼材に、一定量以上のTi系析出物、Nbの析出物をあらかじめ効率よく微細析出させることができる。これによって、熱間圧延後に粗大なTi系析出物、Nbの析出物、AlNを存在させ、浸炭時に粗大粒の発生を抑制することができる。従って、熱間圧延に際して、1150℃以上の温度で保熱時間10分以上加熱することが好適である。さらに好適な条件は、1180℃以上の熱間圧延温度で保熱時間10分以上である。

[0059] 次に、本発明の一態様では、熱間圧延後に800~500℃の温度範囲を1℃/秒以下の冷却速度で徐冷してもよい。冷却条件は、1℃/秒を超えるとTi系析出物の析出温度域を不十分な時間しか通過させることができない。このため、熱間圧延後の微細なTiC系析出物の析出量が不十分となり、さらにまた、ベイナイトの組織分率が大きくなる。そのため、浸炭時に粗大粒の発生を抑制することができなくなる。また、冷却速度が大きいと圧延材の硬さが上昇し、冷間鍛造性が劣化する。このため、冷却速度はできるだけ小さくするのが望ましい。この冷却速度の好適範囲は0.7℃/秒以下であ

る。なお、冷却速度を下げる方法として、圧延ラインの後段に保温カバーまたは熱源付き保温カバーを設置し、これにより、徐冷を行う方法等を適用してもよい。

[0060] 次に、本発明の一態様では、熱間圧延の仕上げ温度を840～1000℃としてもよい。仕上げ温度が840℃未満では、フェライト結晶粒度が過度に微細になりすぎて、その後の浸炭時に粗大粒が発生しやすくなる。一方、仕上げ温度が1000℃を超えると、圧延材の硬さが増加して冷間鍛造性が劣化する。以上の理由から、熱間圧延の仕上げ温度を840～1000℃とするのが好ましい。冷間鍛造用途で、焼鈍なしで使用する場合、この仕上げ温度は、840～920℃の範囲が、それ以外では920～1000℃の範囲が望ましい。

[0061] 本発明では、鋳片のサイズ、凝固時の冷却速度、分塊圧延条件については特に限定するものではなく、添付の請求項に記載される本発明の要件を満足すれば、いずれの条件でも良い。本発明は、冷間鍛造工程で製造される部品、熱間鍛造で製造される部品いずれにも適用可能である。熱間鍛造工程の例としては、「棒鋼—熱間鍛造—必要により焼準等の熱処理—切削—浸炭焼入れ—必要により研磨」の工程があげられる。本願発明の鋼材を用いて、例えば1150℃以上の加熱温度で熱間鍛造を行い、その後必要に応じて焼準処理を行なうことができる。これにより、950℃～1090℃の温度域での浸炭のような厳しい条件での浸炭焼入れ熱処理においても、粗大粒の発生の抑制が可能となり、優れた材質特性が得られる。この結果、例えば、軸受部品、転動部品の場合であると、高温浸炭を行っても、優れた転動疲労特性が得られる。

[0062] 本発明では、浸炭条件を特に限定するものではない。軸受部品、転動部品において、特に高いレベルの転動疲労寿命を指向する場合には、上記のように、浸炭時の炭素ポテンシャルを0.9～1.3%の範囲で高めに設定してもよく、あるいは、いわゆる浸炭浸窒処理を行ってもよい。浸炭浸窒処理は、浸炭後の拡散処理の過程で浸窒を行う処理である。この処理を行う場合、

表面の窒素濃度が0.2~0.6%の範囲になるような条件が好ましい。これらの条件を選択することにより、浸炭層に微細なTi(CN)が多量に析出し、また残留 γ が30~40%導入されることが、転動寿命の向上に寄与する。

[0063] なお本発明では、上述した構成からなる肌焼鋼を用い、部品形状に加工されてなる浸炭部品も含まれる。

実施例 1

[0064] 以下、本発明の実施例について説明をする。

[0065] 表1に示す組成を有する転炉溶製鋼を連続鑄造し、必要に応じて分塊圧延工程を経て、162mm角の圧延素材とした。続いて、熱間圧延により、直径24~30mmの棒鋼を製造した。

[0066] [表1]

区分	鋼 No.	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	N	Cr	Mo	Ni	V	B	Nb	O
発明鋼	1	0.25	0.23	0.70	0.013	0.011	0.055	0.095	0.0040	1.06	-	-	-	-	-	0.0016
発明鋼	2	0.21	0.25	0.82	0.010	0.015	0.089	0.151	0.0039	1.09	-	-	-	-	0.029	0.0018
発明鋼	3	0.23	0.23	0.70	0.011	0.030	0.120	0.094	0.0037	1.07	-	-	-	-	-	0.0013
発明鋼	4	0.24	0.21	0.74	0.015	0.014	0.150	0.120	0.0032	1.24	0.17	-	-	-	-	0.0013
発明鋼	5	0.20	0.19	0.72	0.014	0.013	0.110	0.124	0.0036	-	0.19	-	-	-	-	0.0017
発明鋼	6	0.20	0.19	0.83	0.013	0.014	0.198	0.059	0.0075	0.42	-	-	-	-	-	0.0013
発明鋼	7	0.21	0.25	0.70	0.014	0.011	0.065	0.078	0.0034	1.23	-	-	-	-	-	0.0018
発明鋼	8	0.21	0.21	0.79	0.012	0.014	0.124	0.060	0.0066	1.12	-	-	-	-	-	0.0013
発明鋼	9	0.21	0.21	0.76	0.011	0.012	0.241	0.145	0.0035	1.06	-	1.75	-	-	-	0.0014
発明鋼	10	0.25	0.22	0.78	0.015	0.015	0.103	0.142	0.0032	1.10	-	-	0.11	-	-	0.0010
発明鋼	11	0.25	0.22	0.73	0.010	0.015	0.098	0.112	0.0034	1.07	-	-	-	0.0020	-	0.0015
発明鋼	12	0.20	0.24	0.73	0.014	0.041	0.060	0.089	0.0031	1.17	-	-	-	-	-	0.0016
発明鋼	13	0.20	0.24	0.71	0.015	0.058	0.118	0.099	0.0030	1.15	-	-	-	-	-	0.0010
発明鋼	14	0.30	0.22	0.82	0.015	0.063	0.115	0.074	0.0034	1.17	-	-	-	-	-	0.0016
発明鋼	15	0.40	0.25	0.78	0.013	0.080	0.104	0.089	0.0048	1.14	-	-	-	-	-	0.0010
発明鋼	16	0.50	0.22	0.70	0.011	0.013	0.099	0.099	0.0042	1.04	-	-	-	-	-	0.0017
発明鋼	17	0.60	0.21	0.79	0.014	0.011	0.098	0.102	0.0048	1.01	-	-	-	-	-	0.0016
比較鋼	18	0.21	0.21	0.83	0.010	0.010	0.022	0.120	0.0046	1.18	-	-	-	-	-	0.0011
比較鋼	19	0.21	0.20	0.80	0.013	0.014	0.201	0.135	0.0011	1.12	-	-	-	-	-	0.0010
比較鋼	20	0.24	0.22	0.76	0.013	0.012	0.029	0.097	0.0041	1.04	-	-	-	-	-	0.0016
比較鋼	21	0.21	0.22	0.77	0.013	0.011	0.042	0.089	0.0050	1.03	-	-	-	-	-	0.0018
比較鋼	22	0.20	0.21	0.72	0.012	0.014	0.129	0.099	0.0043	1.18	-	-	-	-	-	0.0016
比較鋼	23	0.21	0.19	0.79	0.013	0.013	0.034	-	0.0039	1.19	-	-	-	-	-	0.0010
比較鋼	24	0.24	0.21	0.75	0.013	0.014	0.098	-	0.0034	1.09	-	-	-	-	-	0.0016
比較鋼	25	0.24	0.20	0.73	0.011	0.015	0.135	0.253	0.0032	1.24	-	-	-	-	-	0.0010
比較鋼	26	0.30	0.21	0.77	0.011	0.015	0.030	0.157	0.0048	1.25	-	-	-	-	-	0.0014
比較鋼	27	0.40	0.23	0.77	0.014	0.011	0.009	0.167	0.0030	1.23	-	-	-	-	-	0.0010
比較鋼	28	0.50	0.20	0.78	0.010	0.012	0.040	0.091	0.0039	1.23	-	-	-	-	-	0.0010
比較鋼	29	0.60	0.21	0.72	0.013	0.012	0.025	0.092	0.0040	1.19	-	-	-	-	-	0.0016

表1において、各化学成分は質量%で表示されている。

[0067] 熱間圧延後の棒鋼について、ミクロ観察を行い、ベイナイト分率の測定、JIS G0552の規定に従ってフェライト結晶粒度の測定を行なった。さらに、ビッカース硬さを測定し、冷間加工性の指標とした。

- [0068] 上記の工程で製造した棒鋼について、球状化焼鈍を行った後、据え込み試験片を作成し、圧下率50%の据え込みを行った後、浸炭シミュレーションを行った。浸炭シミュレーションの条件は、910℃～1010℃に5時間加熱－水冷である。その後、切断面に研磨－腐食を行い、旧オーステナイト粒径を観察して粗粒発生温度（結晶粒粗大化温度）を求めた。つまり、上記範囲内の異なる温度で複数の浸炭シミュレーションを行い、ある特定の温度以上の浸炭シミュレーションによって作成された試験片に結晶粒粗大化が認められた場合、その温度を粗粒発生温度とした。浸炭処理は通常930～950℃の温度域で行われるため、粗粒発生温度が950℃以下のものは結晶粒粗大化特性に劣ると判定した。なお、旧オーステナイト粒度の測定はJIS G 0551に準じて行き、400倍で10視野程度観察し、粒度番号5番以下の粗粒が1つでも存在すれば粗粒発生と判定した。
- [0069] また、極値統計法によるTi系析出物の最大直径の予測は次の方法で行なった。析出物がTi系であるか否かは、光学顕微鏡におけるコントラストの違いからを判別した。コントラストの違いによる判別法の妥当性は、あらかじめエネルギー分散型X線分光分析装置付き走査型電子顕微鏡にて確認した。試験片長手方向断面において検査基準面積100mm²（10mm×10mmの領域）の領域をあらかじめ16視野分準備した。そして各検査基準面積100mm²におけるTi系の最大析出物を検出し、これを光学顕微鏡にて1000倍で写真撮影した。これを各々の各検査基準面積100mm²の16視野について、16回繰り返し行なった（つまり検査回数16視野）。得られた写真から各検査基準面積における最大析出物の直径を計測した。楕円形の場合は長径と短径の相乗平均を求めその析出物の直径とした。得られた最大析出物直径の16個のデータを、村上敬宜“金属疲労 微小欠陥と介在物の影響”養賢堂pp233～239（1993年）記載の方法により、極値確率用紙にプロットし、最大析出物分布直線（最大析出物直径と極値統計基準化変数の一次関数）を求め、最大析出物分布直線を外挿することにより、予測を行なう面積：30000mm²における最大析出物の直径を予測した。

[0070] さらに、熱間圧延後の直径24～30mmの棒鋼に焼準並びに調整冷却の熱処理を施し、全数フェライト-パーライト組織とした。この後、直径22～28mmで高さ21mmの円柱試験片を切出し、フライス仕上げを施したものを、ドリル切削（穿孔）用試験片とした。ドリル切削用試験片に対し、表2に示す切削条件でドリル穿孔試験を行い、本発明鋼及び比較鋼の各鋼材の被削性を評価した。

[0071] [表2]

切削条件		ドリル	その他	
切削速度	1-100m/min	ドリル径 φ3mm	穴深さ	9mm
送り	0.25mm/rev	NACHI通常ドリル	工具寿命	折損まで
切削油剤	水溶性切削油	突き出し量45mm		

表2において、NACHI通常ドリルとは株式会社不二越製の型番SD3.0のドリルを示す。このドリルの特徴は、例えば、株式会社不二越、2008年工具ハンドブック等に記載されており、直径3.0mm、溝長42mm、全長71mmの汎用ドリルである。

[0072] このとき、評価指標としては、ドリル穿孔試験では累積穴深さ1000mmまで切削可能な最大切削速度VL1000を採用した。

ここでドリル寿命を示す指標VL1000とは、累積穴深さ1000mmまで穿孔可能な最大のドリル周速のことを指す。この値が大きいほど高速で切削可能であり、被削性に優れることを意味する。累積穴深さ1000mmを達成する最大周速度であるVL1000を求める手順は以下のとおりである。異なる切削速度を用いて、毎回新たなNACHI通常ドリルを使用して、表2の条件でドリル穿孔試験を複数回行った。この結果、各試験中に使用したドリルが破損するかどうかを観察した。上記の試験を繰り返すことによって、ドリルを破損せずに1000mmの穿孔を安定して終了できる最大の切削速度を求め、これをVL1000とした。

[0073] 次に、圧下率50%で冷間鍛造を行なった各鋼材から、直径12.2mm

の円柱状の転動疲労試験片を作成し、 $950^{\circ}\text{C} \times 5$ 時間、炭素ポテンシャル0.8%の条件で浸炭を行なった。焼入れ油の温度は 130°C 、焼戻しは $180^{\circ}\text{C} \times 2$ 時間である。これらの浸炭焼入れ材について、浸炭層の γ 粒度を調査した。さらに、点接触型転動疲労試験機（ヘルツ最大接触応力5884 MPa）を用いて転動疲労特性を評価した。疲労寿命の尺度として、「試験結果をワイブル確率紙にプロットして得られる累積破損確率10%における疲労破壊までの応力繰返し数」として定義されるL10寿命を用いた。

[0074] これらの調査結果をまとめて、表3に示す。転動疲労寿命は比較鋼の鋼No.23のL10寿命を1とした場合の各鋼No.のL10寿命の相対値を示している。

[0075]

[表3]

区分	鋼 No.	熱間圧延条件			熱間圧延後のベイナイト組織率 %	圧延後のフェライト結晶粒度番号	極値統計でのTi系析出物の最大直径	熱間圧延後の硬さ HV	VL1000 m/min	【実施例1】冷間			【実施例2】熱間				
		加熱温度 °C	仕上温度 °C	冷却速度 °C/秒						浸炭シミュレーション		950°C浸炭材の材質		1050°C浸炭材の材質			
										結晶粒粗大化温度 °C	γ粒度番号	転動疲労寿命 (相対値)	衝撃値 (J/cm ²)	結晶粒粗大化温度 °C	γ粒度番号	転動疲労寿命 (相対値)	衝撃値 (J/cm ²)
発明鋼	1	1200	920	0.60	0	9	22	186	43	1010	9	3.0	13	>1010	8	4.0	12
発明鋼	2	1210	940	0.58	0	10	18	165	42	>1010	11	3.2	15	>1010	10	4.9	14
発明鋼	3	1260	930	0.48	0	9	36	164	50	>1010	10	3.5	13	>1010	9	3.2	12
発明鋼	4	1230	920	0.46	0	8	39	170	43	1010	9	3.0	14	>1010	8	3.0	14
発明鋼	5	1220	900	0.52	0	9	23	161	40	1010	10	3.6	12	>1010	9	4.6	11
発明鋼	6	1150	930	0.51	0	9	39	158	45	990	9	3.3	12	>1010	8	2.5	12
発明鋼	7	1160	930	0.55	0	8	28	200	42	990	9	4.2	12	>1010	8	3.4	11
発明鋼	8	1170	940	0.47	0	9	38	200	42	990	9	4.6	12	>1010	8	4.7	12
発明鋼	9	1220	940	0.62	15	9	39	179	40	1010	9	3.4	13	>1010	9	5.2	12
発明鋼	10	1240	940	0.55	0	9	29	180	45	1010	9	3.9	14	>1010	8	3.1	14
発明鋼	11	1240	900	0.61	5	8	27	168	45	>1010	10	4.9	12	>1010	9	2.7	11
発明鋼	12	1220	930	0.59	0	9	21	162	43	1010	10	4.2	13	>1010	9	3.8	12
発明鋼	13	1210	920	0.58	0	9	30	160	62	1010	9	4.9	13	>1010	8	5.2	11
発明鋼	14	1170	910	0.48	0	9	34	182	44	990	9	2.8	13	>1010	8	4.2	13
発明鋼	15	1170	900	0.49	0	8	24	244	40	990	9	2.7	14	>1010	8	4.4	13
発明鋼	16	1180	910	0.52	0	9	38	235	38	1010	9	4.9	12	>1010	9	2.5	12
発明鋼	17	1170	940	0.55	0	9	28	232	36	990	9	3.8	12	>1010	8	4.3	12
発明鋼	18	1180	910	0.55	0	8	25	203	28	990	9	3.7	13	>1010	9	4.1	13
比較鋼	19	1200	930	0.51	0	9	59	164	42	930	2	0.1	11	1010	1	0.1	11
比較鋼	20	1190	930	0.62	5	9	24	185	31	1010	10	4.5	15	>1010	9	5.0	13
比較鋼	21	1240	900	0.58	0	8	31	179	30	>1010	9	3.8	13	>1010	8	2.9	13
比較鋼	22	1240	900	1.30	39	9	38	179	45	<910	2	1.5	15	970	1	4.6	14
比較鋼	23	1220	900	0.51	0	9	-	201	50	<910	2	1.0	10	970	1	1.0	7
比較鋼	24	1230	930	0.49	0	8	-	167	45	<910	3	2.2	10	990	2	1.3	8
比較鋼	25	1220	910	0.55	0	9	39	188	27	970	2	1.8	14	1010	1	1.9	14
比較鋼	26	1220	910	0.56	0	9	27	182	29	1010	9	1.7	12	>1010	8	3.3	12
比較鋼	27	1210	900	0.51	0	8	26	245	28	1010	9	3.1	13	>1010	8	4.4	12
比較鋼	28	1230	920	0.57	0	9	21	242	25	1010	9	3.1	11	>1010	9	4.9	11
比較鋼	29	1190	930	0.52	0	9	22	255	22	1010	9	1.9	13	>1010	9	5.0	12

[0076] 本発明鋼の結晶粒粗大化温度は990°C以上であり、950°C浸炭材のγ粒も細整粒であり、転動疲労特性もすぐれていることが明らかである。また

、被削性の指標であるVL1000で評価した被削性も本発明例では全て36m/分以上で良好であり、被削性にすぐれていることが明らかである。

[0077] 一方、比較鋼のN○18、20、21、26、27、28、29はAl量が本発明の範囲から外れているため、被削性が悪化し、VL1000は何れも31m/分以下であった。比較鋼のN○19は、N量が本願規定から外れているため、Ti系介在物の最大サイズも発明例の40 μ mに対して59 μ mと大きく、転動疲労寿命が悪く、さらに結晶粒粗大化温度も低い。比較鋼のN○22は本願規定の範囲内の成分であるが、熱間圧延後の冷却速度が速いため、熱間圧延後のベイナイト組織分率が本願規定の範囲を超えており、粗大粒特性が悪かった。比較鋼のN○23、24についてはTi量が本発明の範囲を下回っており、粗大粒特性が悪いのに加え、衝撃値が低かった。また比較鋼のN○25についてはTi量が本発明の範囲を上回っており、粗大粒特性が悪いのに加え、被削性も悪化していた。

実施例 2

[0078] 実施例1で用いた表1に示す組成の162mm角の圧延素材の一部から、熱間圧延により、直径70mmの棒鋼を製造した。この棒鋼を素材として、熱間鍛造を行い直径40mmの熱間鍛造部材に仕上げた。熱間鍛造の加熱温度は1100 $^{\circ}$ C~1290 $^{\circ}$ Cである。

[0079] 上述した工程で製造した熱間鍛造部材について、900 $^{\circ}$ C \times 1時間加熱空冷の条件で焼準処理を行った。その後、加熱時間5時間の条件で浸炭シミュレーションを行い、実施例1と同様に、粗大粒発生温度を求めた。

[0080] また、上記の熱間鍛造部材を焼準した後、直径12.2mmの円柱状の転動疲労試験片と図1に示す10Rノッチ付きシャルピー衝撃試験片を作成し、1050 $^{\circ}$ C \times 1時間、炭素ポテンシャル1.0%の条件で浸炭焼入れを行った。焼入れ油の温度は130 $^{\circ}$ C、焼戻しは180 $^{\circ}$ C \times 2時間の条件である。転動疲労寿命試験については実施例1と同様の条件で行った。シャルピー衝撃試験については室温にて実施し、吸収エネルギーで整理した。

これらの調査結果をまとめて、表3に示す。転動疲労寿命は比較鋼のN○

12のL10寿命を1とした時の各材料のL10寿命の相対値を示した。

[0081] 表3に示した通り、本発明鋼では、何れも結晶粒粗大化温度が1010℃超であった。

また1050℃浸炭材の γ 粒は8番以上の細粒であり、転動疲労寿命も比較鋼に比べて良好であった。

[0082] 一方、比較鋼は、実施例1と同様に本願発明の要件の範囲から逸脱しており、被削性の指標であるVL1000の評価結果からも分かるように被削性が劣るものもあり、或いは粗大粒防止特性が劣るために転動疲労特性も本発明例と比較して低下していた。

産業上の利用可能性

[0083] 本発明に係る肌焼鋼、浸炭部品、および肌焼鋼の製造方法によれば、冷鍛工程で部品を製造しても、浸炭時の結晶粒の粗大化が抑制されるために、疲労強度特性を向上させることができる。これとともに、焼入れ歪みによる寸法精度の劣化を従来と比較して極めて少なくすることが可能となる。このため、これまで粗大粒の問題から冷鍛化が困難であった部品の冷鍛化が可能になり、さらに冷鍛後の焼鈍を省略することも可能になる。また、熱間鍛造工程で製造される部品に本鋼材を適用しても高温浸炭においても粗大粒の発生を防止し、転動疲労特性等の十分な強度特性を得ることができる。また、切削加工性についても、本発明を適用した肌焼鋼によれば良好な被削性を発揮させられるため、良好な切削加工性を得ることが可能となる。

請求の範囲

- [請求項1] 化学成分が、質量%で：
- C：0.1～0.6%；
- Si：0.02～1.5%；
- Mn：0.3～1.8%；
- P：0.025%以下；
- S：0.001～0.15%；
- Al：0.05超～1.0%；
- Ti：0.05～0.2%；
- N：0.01%以下；
- O：0.0025%以下；を含有し、
- さらに、Cr：0.4～2.0%、Mo：0.02～1.5%、Ni：0.1～3.5%、V：0.02～0.5%、B：0.0002～0.005%の1種または2種以上を含有し、
- 残部が鉄および不可避免的不純物からなることを特徴とする浸炭時の粗大粒防止特性と疲労特性に優れた肌焼鋼。
- [請求項2] さらに、化学成分が質量%で、
- Nb：0.04%未満を含有することを特徴とする請求項1に記載の浸炭時の粗大粒防止特性と疲労特性に優れた肌焼鋼。
- [請求項3] 熱間圧延後のベイナイトの組織分率を30%以下としたことを特徴とする請求項1又は2に記載の浸炭時の粗大粒防止特性と疲労特性に優れた肌焼鋼。
- [請求項4] 熱間圧延後のフェライト結晶粒度番号がJIS G0552で規定されている8～11番であることを特徴とする請求項1又は2に記載の浸炭時の粗大粒防止特性と疲労特性に優れた肌焼鋼。
- [請求項5] 熱間圧延後の鋼のマトリックス中の長手方向断面において、Ti系析出物の最大直径が40 μ m以下であることを特徴とする請求項1又は2に記載の浸炭時の粗大粒防止特性と疲労特性に優れた肌焼鋼。

[請求項6] 請求項1又は2に記載の肌焼鋼を用い、部品形状に加工されていることを特徴とする浸炭部品。

[請求項7] 化学成分が、質量%で：

C : 0.1~0.6% ;

Si : 0.02~1.5% ;

Mn : 0.3~1.8% ;

P : 0.025%以下 ;

S : 0.001~0.15% ;

Al : 0.05超~1.0% ;

Ti : 0.05~0.2% ;

N : 0.01%以下 ;

O : 0.0025%以下を含有し ;

さらに、

Cr : 0.4~2.0%、Mo : 0.02~1.5%、Ni : 0.

1~3.5%、V : 0.02~0.5%、B : 0.0002~0.0

05%の1種又は2種以上を含有し、

残部が鉄および不可避免的不純物からなる鋼を用意し、

前記鋼を、1150℃以上の温度で保熱時間10分以上加熱して線材又は棒鋼に熱間圧延する、

ことを特徴とする浸炭時の粗大粒防止特性と疲労特性に優れた肌焼鋼の製造方法。

[請求項8] さらに、化学成分が質量%でNb : 0.04%未満を含有する上記鋼を使用することを特徴とする請求項7に記載の浸炭時の粗大粒防止特性と疲労特性に優れた肌焼鋼の製造方法。

[請求項9] 上記熱間圧延後に800~500℃の温度範囲を1℃/秒以下の冷却速度で徐冷し、

熱間圧後の前記鋼のベイナイトの組織分率が30%以下であることを特徴とする請求項7又は8に記載の浸炭時の粗大粒防止特性と疲労

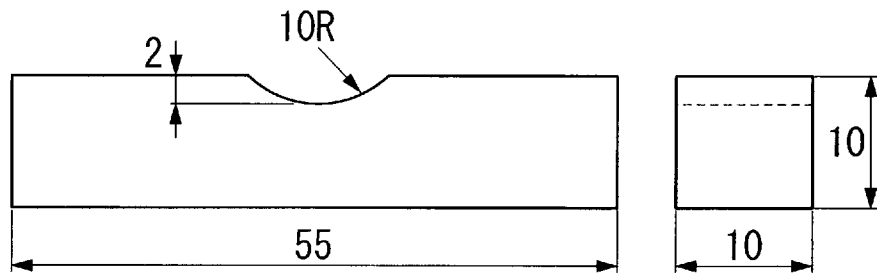
特性に優れた肌焼鋼の製造方法。

[請求項10]

熱間圧延の仕上げ温度が840～1000℃であり、

熱間圧延後の前記鋼のフェライト結晶粒度番号が、JIS G0552で規定されている8～11番であることを特徴とする請求項7又は8に記載の浸炭時の粗大粒防止特性と疲労特性に優れた肌焼鋼の製造方法。

[図1]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2010/000140

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(2006.01)i, C21D8/06(2006.01)i, C22C38/60(2006.01)i

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, C21D8/06, C22C38/60

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	1996-2010
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2010	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2010

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 Y	JP 2007-31787 A (Kobe Steel, Ltd.), 08 February 2007 (08.02.2007), claims; examples; table 1 (Family: none)	1, 2, 6 3-5, 7-10
X Y	JP 11-131184 A (Kobe Steel, Ltd.), 18 May 1999 (18.05.1999), claims (particularly, claims 6 to 8); examples; table 1 (Family: none)	1, 2, 6 3-5, 7-10
X Y	JP 2006-161144 A (Kobe Steel, Ltd.), 22 June 2006 (22.06.2006), claims; examples; tables 1, 2 (Family: none)	2, 6 3-5, 8-10

 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
13 April, 2010 (13.04.10)Date of mailing of the international search report
20 April, 2010 (20.04.10)Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2010/000140

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X Y	JP 2006-307273 A (Kobe Steel, Ltd.), 09 November 2006 (09.11.2006), claims; examples; tables 1, 2 (Family: none)	2, 6 3-5, 8-10
X Y	JP 8-295981 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 12 November 1996 (12.11.1996), claims; examples; table 1 (Family: none)	2, 6 3-5, 8-10
Y	JP 2005-240175 A (Nippon Steel Corp.), 08 September 2005 (08.09.2005), claims; examples (Family: none)	3-5, 7-10

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))
 Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, C21D8/06(2006.01)i, C22C38/60(2006.01)i

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. C22C38/00, C21D8/06, C22C38/60

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 1922-1996年
 日本国公開実用新案公報 1971-2010年
 日本国実用新案登録公報 1996-2010年
 日本国登録実用新案公報 1994-2010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
X Y	JP 2007-31787 A (株式会社神戸製鋼所) 2007.02.08, 特許請求の範囲, 実施例, 表1 (ファミリーなし)	1, 2, 6 3-5, 7-10
X Y	JP 11-131184 A (株式会社神戸製鋼所) 1999.05.18, 特許請求の範囲 (特に請求項6-8), 実施例, 表1 (ファミリーなし)	1, 2, 6 3-5, 7-10
X Y	JP 2006-161144 A (株式会社神戸製鋼所) 2006.06.22, 特許請求の範囲, 実施例, 表1, 表2 (ファミリーなし)	2, 6 3-5, 8-10

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、一般的な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 13.04.2010	国際調査報告の発送日 20.04.2010
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) 井上 猛 電話番号 03-3581-1101 内線 3435
	4K 9269

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
X Y	JP 2006-307273 A (株式会社神戸製鋼所) 2006. 11. 09, 特許請求の 範囲, 実施例, 表 1, 表 2 (ファミリーなし)	2, 6 3-5, 8-10
X Y	JP 8-295981 A (住友金属工業株式会社) 1996. 11. 12, 特許請求の範 囲, 実施例, 表 1 (ファミリーなし)	2, 6 3-5, 8-10
Y	JP 2005-240175 A (新日本製鐵株式会社) 2005. 09. 08, 特許請求の 範囲, 実施例 (ファミリーなし)	3-5, 7-10