

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局



(43) 国際公開日
2006年1月26日 (26.01.2006)

PCT

(10) 国際公開番号
WO 2006/008960 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C21D 9/28 (2006.01)
C22C 38/14 (2006.01) C21D 6/00 (2006.01)
C22C 38/60 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2005/012397
- (22) 国際出願日: 2005年7月5日 (05.07.2005)
- (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:
PCT/JP2004/010200
2004年7月16日 (16.07.2004) JP
- (71) 出願人 (米国を除く全ての指定国について): JFE
スチール株式会社 (JFE STEEL CORPORATION)
[JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2-3 Tokyo (JP).
- (72) 発明者; および
- (75) 発明者/出願人 (米国についてのみ): 林 透 (HAYASHI,

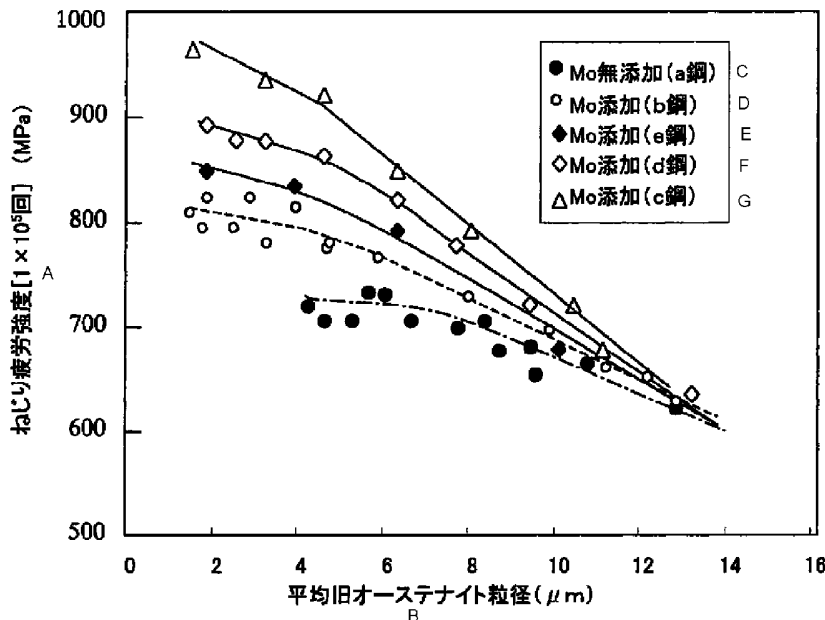
Toru) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2-3 JFEスチール株式会社内 Tokyo (JP). 大森靖浩 (OHMORI, Yasuhiro) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2-3 JFEスチール株式会社内 Tokyo (JP). 黒澤 伸隆 (KUROSAWA, Nobutaka) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2-3 JFEスチール株式会社内 Tokyo (JP). 松崎 明博 (MATSUZAKI, Akihiro) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2-3 JFEスチール株式会社内 Tokyo (JP). 豊岡 高明 (TOYOOKA, Takaaki) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2-3 JFEスチール株式会社内 Tokyo (JP). 山田 克美 (YAMADA, Katsumi) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2-3 JFEスチール株式会社内 Tokyo (JP).

(74) 代理人: 杉村 興作, 外 (SUGIMURA, Kosaku et al.); 〒1000013 東京都千代田区霞が関3丁目2番4号 霞山ビルディング 7F Tokyo (JP).

[続葉有]

(54) Title: COMPONENT FOR MACHINE STRUCTURE, METHOD FOR PRODUCING SAME, AND MATERIAL FOR HIGH-FREQUENCY HARDENING

(54) 発明の名称: 機械構造用部品およびその製造方法と高周波焼入れ用素材



(57) Abstract: Disclosed is a component for machine structure at least a part of which is a hardened layer formed by high-frequency hardening. By forming the hardened layer to have a hardness of not less than Hv 750 and an average prior austenite grain size of not more than 7 μm across the entire thickness, this component for machine structure is greatly improved in fatigue strength when compared with conventional components for machine structure.

(57) 要約: 少なくとも一部分に高周波焼入れによる硬化層を有する機械構造用部品において、該硬化層を、硬さがHv750以上、かつ旧オーステナイト粒の平均粒径が硬化層の全厚にわたり7 μm以下であるものとすることによって、従来よりも疲労強度を一層向上させた機械構造用部品を提供する。

- A TORSIONAL FATIGUE STRENGTH [1 × 10⁵ TIMES] (MPa)
- B AVERAGE PRIOR AUSTENITE GRAIN SIZE (μM)
- C NO Mo IS ADDED (a STEEL)
- D Mo IS ADDED (b STEEL)
- E Mo IS ADDED (e STEEL)
- F Mo IS ADDED (d STEEL)
- G Mo IS ADDED (c STEEL)

WO 2006/008960 A1



- (81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が⁸可能): AE, AG, AL, AM, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, HR, HU, ID, IL, IN, IS, JP, KE, KG, KM, KP, KR, KZ, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LV, MA, MD, MG, MK, MN, MW, MX, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PG, PH, PL, PT, RO, RU, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, SY, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, YU, 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, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, NL, PL, PT, RO, SE, SI, SK, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:
— 国際調査報告書

2文字コード及び他の略語については、定期発行される各PCTガゼットの巻頭に掲載されている「コードと略語のガイダンスノート」を参照。

明 細 書

機械構造用部品およびその製造方法と高周波焼入れ用素材

技術分野

[0001] 本発明は、少なくとも部分的に高周波焼入れによる硬化層をそなえる、機械構造用部品に関する。ここで、機械構造用部品としては、自動車用のドライブシャフト、インプットシャフト、アウトプットシャフト、クランクシャフト、等速ジョイントの内輪および外輪、ハブ、そしてギア等を挙げることができる。

背景技術

[0002] 従来、例えば自動車用ドライブシャフトや等速ジョイントなどの機械構造用部品は、熱間圧延棒鋼に、熱間鍛造、さらには切削、冷間鍛造などを施して所定の形状に加工したのち、高周波焼入れ―焼戻しを行うことにより、機械構造用部品としての重要な特性であるねじり疲労強度、曲げ疲労強度、転動疲労強度およびすべり転動疲労強度等の疲労強度を確保しているのが一般的である。

他方、近年、環境問題から自動車用部品に対する軽量化への要求が強く、この観点から自動車用部品における疲労強度の一層の向上が要求されている。

[0003] 上述したような疲労強度を向上させる手段としては、これまでに種々の方法が提案されている。

例えば、ねじり疲労強度を向上させるためには、高周波焼入れによる焼入れ深さを増加させることが考えられる。しかしながら、焼入れ深さを増加してもある深さで疲労強度は飽和する。

また、ねじり疲労強度の向上には、粒界強度の向上も有効であり、この観点から、TiCを分散させることで、旧オーステナイト粒径を微細化する技術が提案されている(例えば特許文献1参照)。

[0004] 上記の特許文献1に記載された技術では、高周波焼入れ加熱時に微細なTiCを多量に分散させることで、旧オーステナイト粒径の微細化を図るものであるため、焼入れ前にTiCを溶体化しておく必要があり、熱間圧延工程で1100℃以上に加熱する工程を採用している。そのため、熱延時に加熱温度を高くする必要があり、生産性に劣

るという問題があった。

また、上記の特許文献1に開示された技術をもってしても、近年の疲労強度に対する要求には十分に答えられないところにも問題を残していた。

[0005] さらに、特許文献2には、硬化層深さCDと高周波焼入れ軸物部品の半径Rとの比(CD/R)を0.3~0.7に制限した上で、この CD/R と高周波焼入れ後の表面から1mmまでのオーステナイト粒径 γ_f 、高周波焼入れままの $(CD/R) = 0.1$ までの平均ビッカース硬さ H_f および高周波焼入れ後の軸中心部の平均ビッカース硬さ H_c で規定される値AをC量に応じて所定の範囲に制御することによってねじり疲労強度を向上させた機械構造用軸物部品が提案されている。

しかしながら、上記の CD/R を制御したとしても疲労特性の向上には限界があり、やはり近年のねじり疲労強度に対する要求には十分応えることができなかった。

特許文献1: 特開2000-154819号公報(特許請求の範囲、段落[0008])

特許文献2: 特開平8-53714号公報(特許請求の範囲)

発明の開示

発明が解決しようとする課題

[0006] 本発明は、高周波焼入れ後に従来よりも疲労強度を一層向上させることのできる機械構造用部品およびその製造方法、さらには高周波焼入れ用素材を提供することを目的とする。

課題を解決するための手段

[0007] 発明者等は、高周波焼入れにより鋼材の疲労強度を効果的に向上させるべく鋭意検討を行った。特に、疲労強度の代表例としてねじり疲労強度に着目し、詳細な検討を行ったところ、以下の知見を得るに至った。

(i) 高周波焼入れによる硬化層の粒内強度、すなわち硬さを上昇させることで、疲労強度は向上するが、硬さをビッカース硬さ H_v750 以上まで上昇させると、破壊が粒内破壊から旧オーステナイト粒界での破壊に移行するため、それ以上硬さを上昇させても疲労強度は向上しない。

[0008] (ii) 高周波焼入れによる硬化層の旧オーステナイト粒径を微細化することにより、旧オーステナイト粒界の強度を向上でき、平均旧オーステナイト粒径を $7\mu\text{m}$ 以下とす

ることにより、硬さがHv750以上であっても、硬さの上昇に応じて疲労強度の上昇も達成できる。

[0009] (iii)硬化層の硬さをHv750以上とするには、素材におけるC、Si、Pのうちの1種または2種以上の含有量を上昇させることが有効であり、また高周波焼入れによる硬化層の旧オーステナイト粒径を微細化するには、素材にMo、B、Tiを含有させるとともに、高周波焼入れ前組織を、冷間加工による加工歪みが導入された微細ベイナイトまたはマルテンサイトとし、さらに、高周波焼入れの際に、急速加熱とし、加熱温度を低くし、さらに、800℃以上での滞留時間を短くすることが有効である。

[0010] (iv)また、別の高強度化の手段として高周波焼入れ後に通常は焼戻しを行うが、これを省略することにより粒内強度を上昇させることも可能である。

[0011] 本発明は、上記の知見に立脚するものである。

すなわち、本発明の要旨構成は次のとおりである。

1. 少なくとも一部分に高周波焼入れによる硬化層を有し、該硬化層は、硬さがHv750以上、かつ旧オーステナイト粒の平均粒径が硬化層の全厚にわたり7 μ m以下であることを特徴とする機械構造用部品。

[0012] 2. C:0.3~1.5mass%、
Si:0.05~3.0mass%、
Mn:0.2~2.0mass%、
Al:0.25mass%以下、
Ti:0.005~0.1mass%、
Mo:0.05~0.6mass%、
B:0.0003~0.006mass%
S:0.1mass%以下および
P:0.10mass%以下

を含有し、かつ下記式(1)~(3)のいずれか少なくとも一式を満足し、残部はFeおよび不可避的不純物の成分組成を有することを特徴とする上記1に記載の機械構造用部品。

記

C > 0.7 mass% …(1)

Si > 1.1 mass% …(2)

P > 0.02 mass% …(3)

[0013] 3. 前記成分組成中Alの含有量が、

Al:0.005~0.25mass%

であることを特徴とする上記2に記載の機械構造用部品。

4. 前記成分組成として、さらに

Cr:2.5mass%以下、

Cu:1.0mass%以下、

Ni:3.5mass%以下、

Co:1.0mass%以下、

Nb:0.1mass%以下、

V:0.5mass%以下、

Ta:0.5mass%以下、

Hf:0.5mass%以下および

Sb:0.015mass%以下

のうちから選んだ1種または2種以上を含有することを特徴とする上記2または3に記載の機械構造用部品。

[0014] 5. 前記成分組成として、さらに

W:1.0mass%以下、

Ca:0.005mass%以下、

Mg:0.005mass%以下、

Te:0.1mass%以下、

Se:0.1mass%以下、

Bi:0.5mass%以下、

Pb:0.5mass%以下、

Zr:0.01mass%以下および

REM:0.1mass%以下

のうちから選んだ1種または2種以上を含有することを特徴とする上記2ないし4のいずれかに記載の機械構造用部品。

- [0015] 6. C:0.3~1.5mass%、
Si:0.05~3.0mass%、
Mn:0.2~2.0mass%、
Al:0.25mass%以下
Ti:0.005~0.1mass%、
Mo:0.05~0.6mass%、
B:0.0003~0.006mass%
S:0.1mass%以下および
P:0.10mass%以下

を含有し、残部はFeおよび不可避的不純物の成分組成とし、かつ前記硬化層は焼戻し処理が施されていないことを特徴とする上記1に記載の機械構造用部品。

7. 前記成分組成中Alの含有量が、

Al:0.005~0.25mass%

であることを特徴とする上記6に記載の機械構造用部品。

- [0016] 8. 前記成分組成として、さらに

Cr:2.5mass%以下、
Cu:1.0mass%以下、
Ni:3.5mass%以下、
Co:1.0mass%以下、
Nb:0.1mass%以下、
V:0.5mass%以下、
Ta:0.5mass%以下、
Hf:0.5mass%以下および
Sb:0.015mass%以下

のうちから選んだ1種または2種以上を含有することを特徴とする上記6または7に記載の機械構造用部品。

[0017] 9. 前記成分組成として、さらに

W:1.0mass%以下、
Ca:0.005mass%以下、
Mg:0.005mass%以下、
Te:0.1mass%以下、
Se:0.1mass%以下、
Bi:0.5mass%以下、
Pb:0.5mass%以下、
Zr:0.01mass%以下および
REM:0.1mass%以下

のうちから選んだ1種または2種以上を含有することを特徴とする上記6ないし8のいずれに記載の機械構造用部品。

[0018] 10. $1 \mu\text{m}^3$ 当たり500個以上で分散したMo系析出物を有し、該Mo系析出物の平均粒径が20nm以下であることを特徴とする上記2ないし9のいずれかに記載の機械構造用部品。

[0019] 11. C:0.3~1.5mass%、
Si:0.05~3.0mass%、
Mn:0.2~2.0mass%、
Al:0.25mass%以下、
Ti:0.005~0.1mass%、
Mo:0.05~0.6mass%、
B:0.0003~0.006mass%
S:0.1mass%以下および
P:0.10mass%以下

を含有し、かつ下記式(1)~(3)のいずれか少なくとも一式を満足し、残部はFeおよび不可避的不純物の成分組成になる素材の少なくとも一部分に高周波焼入れを少なくとも1回は施して機械構造用部品を製造するに当り、

前記素材の高周波焼入れ前の鋼組織におけるベイナイト組織およびマルテンサイ

ト組織のいずれか一方または両方の合計を10体積%以上に調整し、
前記高周波焼入れの到達温度を1000℃以下とすることを特徴とする機械構造用部
品の製造方法。

記

C > 0.7 mass% …(1)

Si > 1.1 mass% …(2)

P > 0.02 mass% …(3)

12. 前記成分組成中Alの含有量を、

Al:0.005~0.25mass%

とすることを特徴とする上記11に記載の機械構造用部品の製造方法。

[0020] 13. 前記成分組成として、さらに

Cr:2.5mass%以下、

Cu:1.0mass%以下、

Ni:3.5mass%以下、

Co:1.0mass%以下、

Nb:0.1mass%以下、

V:0.5mass%以下、

Ta:0.5mass%以下、

Hf:0.5mass%以下および

Sb:0.015mass%以下

のうちから選んだ1種または2種以上を含有することを特徴とする上記11または12に
記載の機械構造用部品の製造方法。

[0021] 14. 前記成分組成として、さらに

W:1.0mass%以下、

Ca:0.005mass%以下、

Mg:0.005mass%以下、

Te:0.1mass%以下、

Se:0.1mass%以下、

Bi:0.5mass%以下、
Pb:0.5mass%以下、
Zr:0.01mass%以下および
REM:0.1mass%以下

のうちから選んだ1種または2種以上を含有することを特徴とする上記11ないし13のいずれかに記載の機械構造用部品の製造方法。

[0022] 15. 少なくとも一部表面に、高周波焼入れによる平均旧オーステナイト粒径が $7\mu\text{m}$ 以下である硬化層を有する機械構造用鋼材とするための高周波焼入れ用素材であって、

C:0.3~1.5mass%、
Si:0.05~3.0mass%、
Mn:0.2~2.0mass%、
Al:0.25mass%以下
Ti:0.005~0.1mass%、
Mo:0.05~0.6mass%、
B:0.0003~0.006mass%
S:0.1mass%以下および
P:0.10mass%以下

を含有し、かつ下記式(1)~(3)のいずれか少なくとも一式を満足し、残部はFeおよび不可避免的不純物の成分組成を有し、さらにベイナイト組織およびマルテンサイト組織のいずれか一方または両方の合計が10体積%以上である鋼組織を有することを特徴とする高周波焼入れ用素材。

記

C > 0.7 mass% …(1)

Si > 1.1 mass% …(2)

P > 0.02 mass% …(3)

16. 前記成分組成中Alの含有量が、

Al:0.005~0.25mass%

であることを特徴とする上記15に記載の高周波焼入れ用素材。

[0023] 17. 前記成分組成として、さらに

Cr:2.5mass%以下、

Cu:1.0mass%以下、

Ni:3.5mass%以下、

Co:1.0mass%以下、

Nb:0.1mass%以下、

V:0.5mass%以下、

Ta:0.5mass%以下、

Hf:0.5mass%以下および

Sb:0.015mass%以下

のうちから選んだ1種または2種以上を含有することを特徴とする上記15または16に記載の高周波焼入れ用素材。

[0024] 18. 前記成分組成として、さらに

W:1.0mass%以下、

Ca:0.005mass%以下、

Mg:0.005mass%以下、

Te:0.1mass%以下、

Se:0.1mass%以下、

Bi:0.5mass%以下、

Pb:0.5mass%以下、

Zr:0.01mass%以下および

REM:0.1mass%以下

のうちから選んだ1種または2種以上を含有することを特徴とする上記15ないし17のいずれかに記載の高周波焼入れ用素材。

[0025] 19. $1 \mu\text{m}^3$ 当たり500個以上で分散したMo系析出物を有し、該Mo系析出物の平均粒径が20nm以下であることを特徴とする上記15ないし18のいずれかに記載の高周波焼入れ用素材。

発明の効果

- [0026] 本発明によれば、ねじり疲労特性および転動疲労特性を典型とする疲労特性に優れた機械構造用部品を安定して得ることができ、その結果、自動車用部品の軽量化等の要求に対し偉効を奏する。

図面の簡単な説明

- [0027] [図1]Mo添加鋼とMo無添加鋼について、高周波焼入れ時の加熱温度が硬化層の旧オーステナイト粒径に及ぼす影響を示したグラフである。
- [図2] γ 粒を超微細化するのに有効な微細析出物(Mo系析出物)の透過型電子顕微鏡写真である。
- [図3]Mo添加鋼とMo無添加鋼について、平均旧オーステナイト粒径とねじり疲労強度との関係を示すグラフである。
- [図4]焼戻しの有無について、平均旧オーステナイト粒径とねじり疲労強度との関係を示すグラフである。
- [図5]等速ジョイントの部分断面図である。
- [図6]等速ジョイント内輪における焼入れ組織層を示す断面図である。

発明を実施するための最良の形態

- [0028] 以下、本発明を具体的に説明する。
- 本発明の機械構造用部品は、自動車用のドライブシャフト、インプットシャフト、アウトプットシャフト、クランクシャフト、等速ジョイントの内輪および外輪、ハブ、そしてギア等、部品毎に様々な形状並びに構造に成るが、いずれにおいても、特に疲労強度が要求される部分または全部に焼入れを施した硬化層を有し、この硬化層は、硬さがHv750以上、かつ旧オーステナイト粒の平均粒径が硬化層の全厚にわたり7 μ m以下であることが肝要である。

- [0029] 以下に、この知見を得るに到った研究結果について説明する。

[硬化層の旧オーステナイト粒径]

高周波焼入れによる硬化層の平均旧オーステナイト粒径が7 μ mを超えると、後述するように硬化層の硬さをHv750以上に上昇させて粒内強度を向上させたとしても、疲労破壊が旧オーステナイト粒界を起点として発生してしまう。よって、硬化層の旧オ

ーステナイト粒径は7 μ m以下に、好ましくは6 μ m以下に、より好ましくは5 μ m以下に、さらに好ましくは3 μ m以下にする必要がある。この理由は、粒界強度は粒径を微細化するにつれて顕著に強くなるためである。従来は粒内の強度を上昇させても、粒界強度は上昇せず、粒界強度律速となってそれ以上の高強度化は望めなかった。しかし、粒径を微細化することにより粒界強度は飛躍的に上昇するため、さらなる高強度化が望めるようになるのである。

[0030] ここで、高周波焼入れ部の平均旧オーステナイト粒径は、次のようにして測定した。高周波焼入れ後の硬化層の最表層は面積率で100%のマルテンサイト組織を有する。そして、硬化層の表面から内部にいくに従い、ある厚みまでは100%マルテンサイト組織の領域が続くが、その後は急激にマルテンサイト組織の面積率が減少する。本発明では、高周波焼入れ部の表面からマルテンサイト組織の面積率を98%に減少するまでの領域を硬化層とし、その表面から平均の深さを硬化層厚さとした。

そして、硬化層について、表面から厚み全体の1/5の位置、1/2の位置および4/5位置における平均の旧オーステナイト粒径を測定し、いずれの位置においても平均の旧オーステナイト粒径が7 μ mである場合に、旧オーステナイト粒の平均粒径が硬化層の全厚にわたり7 μ m以下であるとした。

[0031] なお、旧オーステナイト粒の平均粒径は、硬化層の断面を、水500gにピクリン酸50gを溶解後、ドデシルベンゼンスルホン酸ナトリウム11g、塩化第一鉄1g、シュウ酸1.5gを添加した腐食液で腐食後、光学顕微鏡により、400倍(1視野の面積:0.25mm×0.25mm)から1000倍(1視野の面積:0.10mm×0.09mm)の倍率で各位置毎に5視野観察し、画像解析装置により測定した。

ちなみに、転動疲労のように極表層付近の組織のみに依存するような場合には、硬化層の厚みが1mm程度でもそれなりの効果は得られるが、ねじり疲労強度の場合には、硬化層の厚みを2mm以上にすることが好ましい。より好ましくは2.5mm以上、さらに好ましくは3mm以上である。

[0032] [硬化層のビッカース硬さ]

硬化層のビッカース硬さHvが750未満である場合には、硬化層の粒内強度が弱い
ため、旧オーステナイト粒を微細化したとしても、それに見合う疲労強度の向上は期

待できない。すなわち、上記したようにオーステナイト粒を微細化し粒界強度を上昇させても、粒内強度を上昇させなければ粒内の破壊が律速段階となり静的強度および疲労強度の上昇は望めない。よって、本発明では、硬化層のビッカース硬さ(粒内の強度に対応)Hvは750以上とする必要がある。なお、硬化層のビッカース硬さHvの上限值は特に規定しないが、900超では添加元素量も多くなるため、母材の被削性、冷間鍛造性および耐焼き割れ性が低下するため、900以下であることが好ましい。

[0033] ここで、ビッカース硬さは、硬化層厚みの表面から1/5の位置に98N(10kgf)で5点打点した平均とする。

[0034] [成分組成]

次に、上述の旧オーステナイト粒径およびビッカース硬さを有する硬化層の粒内強度をより上昇させるために好適な成分組成について説明する。

C:0.3~1.5mass%

Cは、高周波焼入れ性へ最も大きな影響を与える元素であり、硬化層の粒内強度を上昇させ、また高周波焼入れ部をより厚くして疲労強度の向上に寄与する。しかしながら、その量が0.3mass%未満では必要とされるねじり疲労強度を確保するためには硬化層を飛躍的に厚くしなければならず、その結果、焼割れの発生が顕著となったり、後述するベイナイト組織を得ることが困難となる。一方、1.5mass%を超えると、切削性、冷間鍛造性および耐焼き割れ性の確保に対して不利となる。したがって、C量は、0.3~1.5mass%であることが好ましい。

[0035] Si:0.05~3.0mass%

Siは、硬化層の粒内強度を上昇させ、疲労強度の向上に寄与する。さらに、後述するベイナイト組織を得る上でも有用な元素であり、この意味からは0.05mass%以上含有することが好ましい。しかし、3mass%を超えると、フェライトを固溶硬化して切削性や冷間鍛造性を確保することが難しくなるので、3mass%以下とすることが好ましい。

[0036] Mn:0.2~2.0mass%

Mnは、高周波焼入れ性を向上させ、硬化層の厚みを確保する上で不可欠の元素である。しかしながら、その量が0.2mass%未満ではその効果が乏しい。したがって、Mn量は、0.2mass%以上、さらには、0.3mass%以上とすることが好ましい。一方、2.0

mass%を超えると焼入れ後に残留オーステナイトが増加し、表層部の硬度が低下を招きやすくなる。よって、Mnは2.0mass%以下とすることが好ましい。なお、Mn量が多すぎると、被削性に不利となる傾向があるので、1.2mass%以下にすることがより好ましく、1.0mass%以下にすることがさらに好ましい。

[0037] Al:0.005～0.25mass%

Alは、鋼の脱酸に有効な元素である。また、高周波焼入れの加熱時におけるオーステナイトの粒成長を抑制し、高周波焼入れ部を細粒化する上でも有効な元素である。一方、0.25mass%を超えるとその効果は飽和し、むしろ成分コストの上昇を招く。したがって、Al量は、0.25mass%以下とすることが好ましい。なお、上記のAlの効果は、その量が0.001mass%未満であると発現しないため、0.001mass%以上とすることが、より好ましい。0.005mass%以上とすることが、さらに好ましい。

[0038] Ti:0.005～0.1mass%

Tiは鋼に不可避的不純物として混入するNと結合することで、後述するBがBNとなってその高周波焼入れ性を焼失するのを防止する効果を有する。そのために、その量を0.005mass%以上含有させることが好ましい。一方、0.1mass%を超えるとTiNが多量に形成され、これが疲労破壊の起点となって疲労強度を低下させる傾向があるので、Ti量は0.005～0.1mass%とすることが好ましい。さらに好ましくは、0.01～0.07mass%である。さらに、固溶Nを確実にTiNとして析出させ、Bの焼入れ性を効果的に発揮させるには、TiとN量を $Ti(\text{mass}\%) / N(\text{mass}\%) \geq 3.42$ となるように制御することが好ましい。

[0039] Mo:0.05～0.6mass%

Moは、熱間加工後のベイナイト組織の生成を促進させることにより、高周波焼入れの加熱時のオーステナイトを微細化して硬化層を細粒化する作用を有する。また、高周波焼入れ加熱時におけるオーステナイトの粒成長を抑制して硬化層を細粒化する作用もある。特に、高周波焼入れの加熱温度を800～1000℃、好ましくは800～950℃にすると、オーステナイトの粒成長を顕著に抑制できる。さらに、焼入れ性向上に有効な元素であるため、焼入れ性の調整にも用いられる。加えて炭化物の生成を抑制して粒界強度の低下を阻止する作用も有する。

[0040] このように、Moは本発明の効果を得るためには、非常に有用な元素であるが、その量が0.05mass%以上だと硬化層の平均旧オーステナイト粒径を7 μ m以下とすることが容易となるので、0.05mass%以上であることが好ましい。一方、Mo量が0.6mass%超であると、部品形状に成形するための熱間加工時の鋼材の硬さが著しく上昇し、加工性の低下を招く。したがって、Mo量は、0.05～0.6mass%が好ましい。より好ましくは0.1～0.6mass%、さらに好ましくは0.3～0.4mass%である。

[0041] なお、発明者等の検討によれば、Moによる旧オーステナイト粒の微細化効果の可能性として、固溶原子による引き摺り効果(ソリュートドラッグ効果:Solute Drag Effect)やピンニング効果等が考えられている。両効果あるいはその他の効果がそれぞれの程度効いているかは、現時点では必ずしも明確ではないが、少なくともピンニング効果が発現する場面があることを確認している。詳細は後述する。

[0042] B:0.0003～0.006mass%

Bは、高周波焼入れ前組織を後述するように、ベイナイト組織あるいはマルテンサイト組織を含有するものとし、ひいては硬化層の旧オーステナイト粒径を微細化する上で有用である。また、微量の添加によって高周波焼入れ性を向上させ、硬化層を厚くすることにより、疲労強度を向上させる効果もある。さらに、粒界に優先的に偏析して、粒界に偏析するPの濃度を低減し、粒界強度を上昇させて疲労強度を向上させる作用もある。しかしながら、その量が0.0003mass%未満だとその効果に乏しい。一方、0.006mass%を超えるとその効果は飽和し、むしろ成分コストの上昇を招く。したがって、B量は、0.0003～0.006mass%が好ましい。より好ましくは0.0005～0.004mass%、さらに好ましくは0.0015～0.003mass%である。

[0043] S:0.1mass%以下

Sは、MnSを形成し、鋼の切削性を向上させる元素であるが、0.1mass%を超えると粒界に偏析して粒界強度を低下させる。したがって、S量は0.1mass%以下とすることが好ましい。さらに好ましくは、0.06mass%以下である。

[0044] P:0.10mass%以下

Pは、硬化層の粒内強度を上昇させ、疲労強度の向上に寄与する。しかしながら、0.10mass%を超えると、粒界に偏析して粒界強度を低下させる。したがって、P量は0.1

mass%以下とすることが好ましい。

- [0045] 上記元素以外の残部はFeおよび不可避免的不純物でよいが、但し、下記(1)～(3)式のうち少なくともひとつを満足するように成分組成を調整することが、特に好適である。

記

$$C > 0.7 \text{ mass\%} \quad \cdots (1)$$

$$Si > 1.1 \text{ mass\%} \quad \cdots (2)$$

$$P > 0.02 \text{ mass\%} \quad \cdots (3)$$

上記式(1)～(3)のいずれかを満たすことで、硬化層のビッカース硬さHvを750以上とし粒内強度を上昇させることができ、平均旧オーステナイト粒径を7 μ m以下と微細化することに伴う疲労強度向上効果が顕著に発現するようになる。

- [0046] なお、本発明においては、高周波焼入れ後に通常行われる焼戻し処理を省略することもできる。この場合は、焼戻し軟化が生じないため、上記式(1)(2)および(3)のいずれをも満たさずとも、上記成分組成範囲であればHv750以上を満足できる。したがって、焼戻しを省略する場合には、上記(1)(2)および(3)のうちの少なくともひとつを満足する必要は必ずしもない。

- [0047] 以上の成分組成に加え、以下に示す元素のうちから選んだ1種または2種以上を含有させると、さらなる疲労強度の向上に効果的である。

Cr:2.5mass%以下

Crは、焼入れ性の向上に有効であり、硬化深さを確保する上で有用な元素であるので添加してもよい。しかし、過度に含有されると炭化物を安定化させて残留炭化物の生成を助長し、粒界強度を低下させて疲労強度を劣化させる。従って、Crの含有は極力低減することが望ましいが、2.5mass%までは許容できる。好ましくは1.5mass%以下である。なお、焼入れ性の向上効果を発現させるためには、0.03mass%以上含有させることが好ましい。

- [0048] Cu:1.0mass%以下

Cuは、焼入れ性の向上に有効であり、またフェライト中に固溶し、この固溶強化によって疲労強度を向上させる。また、炭化物の生成を抑制することにより、炭化物による

粒界強度の低下を抑制し、疲労強度を向上させる。しかしながら、含有量が1.0mass%を超えると熱間加工時に割れが発生するため、1.0mass%以下の添加とする。より好ましくは0.5mass%以下である。なお、0.03mass%未満の添加では焼入れ性の向上効果および粒界強度の低下抑制効果が小さいため、0.03mass%以上含有させることが望ましい。好ましくは0.1～1.0mass%である。

[0049] Ni:3.5mass%以下

Niは、焼入れ性を向上させる元素であるので、焼入れ性を調整する場合に用いる。また、炭化物の生成を抑制し、炭化物による粒界強度の低下を抑制して、疲労強度を向上させる元素でもある。しかしながら、Niは極めて高価な元素であり、3.5mass%を超えて添加すると鋼材コストが上昇するため、3.5mass%以下の添加とする。なお、0.05mass%未満の添加では焼入れ性の向上効果および粒界強度の低下抑制効果が小さいことから、0.05mass%以上含有させることが望ましい。好ましくは0.1～1.0mass%である。

[0050] Co:1.0mass%以下

Coは、炭化物の生成を抑制して、炭化物による粒界強度の低下を抑制し、疲労強度を向上させる元素である。しかしながら、Coは極めて高価な元素であり、1.0mass%を超えて添加すると鋼材コストが上昇するため、1.0mass%以下の添加とする。なお、0.01mass%未満の添加では、粒界強度の低下抑制効果が小さいことから、0.01mass%以上添加することが望ましい。好ましくは0.02～0.5mass%である。

[0051] Nb:0.1mass%以下

Nbは、焼入れ性の向上効果があるだけでなく、鋼中でC、Nと結合し析出強化元素として作用する。また、焼戻し軟化抵抗性を向上させる元素でもあり、これらの効果によって疲労強度を向上させる。しかしながら、0.1mass%を超えて含有させても効果は飽和するため、0.1mass%を上限とする。なお、0.005mass%未満の添加では、析出強化作用および焼戻し軟化抵抗性の向上効果が小さいため、0.005mass%以上添加することが望ましい。好ましくは0.01～0.05mass%である。

[0052] V:0.5mass%以下

Vは、鋼中でC、Nと結合し析出強化元素として作用する。また、焼戻し軟化抵抗性

を向上させる元素でもあり、これらの効果によって疲労強度を向上させる。しかしながら、0.5mass%を超えて含有させてもその効果は飽和するため、0.5mass%以下とする。なお、0.01mass%未満の添加では、疲労強度の向上効果が小さいため、0.01mass%以上添加することが望ましい。好ましくは0.03~0.3mass%である。

[0053] Ta:0.5mass%以下

Taは、マイクロ組織変化の遅延に対して効果があり、疲労強度、特に転動疲労の劣化を防止する効果があるため、添加してもよい。しかし、その含有量が0.5mass%を超えて含有量を増加させても、それ以上の強度向上に寄与しないことから、0.5mass%以下とする。なお、疲労強度の向上作用を発現させるためには、0.02mass%以上とすることが好ましい。

[0054] Hf:0.5mass%以下

Hfは、マイクロ組織変化の遅延に対して効果があり、疲労強度、特に転動疲労の劣化防止する効果があるため、添加してもよい。しかし、その含有量が0.5mass%を超えて含有量を増加させても、それ以上強度向上に寄与しないことから、0.5mass%以下とする。なお、疲労強度の向上作用を発現させるためには、0.02mass%以上とすることが好ましい。

[0055] Sb:0.015mass%以下

Sbは、マイクロ組織変化の遅延に対して効果があり、疲労強度、特に転動疲労の劣化防止する効果があるため、添加してもよい。しかし、その含有量が0.015mass%を超えて含有量を増加させると靱性が劣化することから、0.015mass%以下、好ましくは0.010mass%以下とする。なお、疲労強度の向上作用を発現させるためには、0.005mass%以上とすることが好ましい。

[0056] さらに、鋼の被削性を向上させるために、以下に示す元素を含有させることが好ましい。

W:1.0mass%以下

Wは、脆化作用により被削性を向上させる元素である。しかしながら、1.0mass%を超えて添加しても、効果が飽和する上、コストが上昇し、経済的に不利となるため、1.0mass%以下で含有させることが好ましい。なお、被削性の改善のためには、Wは0.0

0.05mass%以上含有させることが好ましい。

[0057] Ca:0.005mass%以下

Caは、MnSと共に硫化物を形成し、これがチップブレイカーとして作用することにより被削性を改善するので必要に応じて添加することができる。しかしながら、0.005mass%を超えて含有させても、効果が飽和する上、成分コストの上昇を招くので、0.005mass%以下とした。なお、0.0001mass%未満では、含有されていても被削性改善効果が小さいので、0.0001mass%以上含有させることが好ましい。

[0058] Mg:0.005mass%以下

Mgは、脱酸元素であるだけでなく、応力集中源となって被削性を改善する効果があるので、必要に応じて添加することができる。しかしながら、過剰に添加すると効果が飽和する上、成分コストが上昇するため、0.005mass%以下とした。なお、0.0001mass%未満では、含有されていても被削性改善効果が小さいので、0.0001mass%以上含有させることが好ましい。

[0059] Te:0.1mass%以下

Se:0.1mass%以下

SeおよびTeはそれぞれ、Mnと結合してMnSeおよびMnTeを形成し、これがチップブレイカーとして作用することにより被削性を改善する。しかしながら、含有量が0.1mass%を超えると、効果が飽和する上、成分コストの上昇を招くので、いずれも0.1mass%以下で含有させるものとした。また、被削性の改善のためには、Seの場合は0.003mass%以上およびTeの場合は0.003mass%以上で含有させることが好ましい。

[0060] Bi:0.5mass%以下

Biは、切削時の溶融、潤滑および脆化作用により、被削性を向上させるので、この目的で添加することができる。しかしながら、0.5mass%を超えて添加しても効果が飽和するばかりか、成分コストが上昇するため、0.5mass%以下とした。なお、0.01mass%未満では、含有されていても被削性改善効果が小さいので、0.01mass%以上含有させることが好ましい。

[0061] Pb:0.5mass%以下

Pbは、切削時の溶融、潤滑および脆化作用により、被削性を向上させるので、この

目的で添加することができる。しかしながら、0.5mass%を超えて添加しても効果が飽和するばかりか、成分コストが上昇するため、0.5mass%以下とした。なお、0.01mass%未満では、含有されていても被削性改善効果が小さいので、0.01mass%以上含有させることが好ましい。

[0062] Zr:0.01mass%以下

Zrは、MnSと共に硫化物を形成し、これがチップブレーカーとして作用することにより被削性を改善する。しかしながら、0.01mass%を超えて含有させても、効果が飽和する上成分コストの上昇を招くので、0.01mass%以下とした。なお、0.003mass%未満では、含有されていても被削性改善効果が小さいので、0.003mass%以上含有させることが好ましい。

[0063] REM:0.1mass%以下

REMは、MnSと共に硫化物を形成し、これがチップブレーカーとして作用することにより被削性を改善する。しかしながら、REMを0.1mass%を超えて含有させても、効果が飽和する上、成分コストの上昇を招くので、それぞれ上記の範囲で含有させるものとした。なお、被削性の改善のためには、REMは0.0001mass%以上含有させることが好ましい。

[0064] 以上、好適成分組成範囲について説明したが、成分組成を上記の範囲に限定し、さらに、高周波焼入れ前の鋼組織を、以下に説明する組織とすることで上述した7 μ m以下の旧オーステナイト粒の平均粒径を得ることができる。

すなわち、母材の組織、すなわち焼入れ前の組織(高周波焼入れ後の硬化層以外の組織に相当)が、ベイナイト組織および/またはマルテンサイト組織を有し、かつベイナイト組織およびマルテンサイト組織のいずれか一方または両方の合計が10体積%以上とすることが好ましい。この理由は、ベイナイト組織あるいはマルテンサイト組織は、フェライト-パーライト組織に比べて炭化物が微細に分散した組織であるため、焼入れ加熱時にオーステナイトの核生成サイトである、フェライト/炭化物界面の面積が増加し、生成したオーステナイトが微細化するため、焼入れ硬化層の粒径を微細化するのに有効に寄与するからである。そして、焼入れ硬化層の粒径の微細化により、粒界強度が上昇し、疲労強度が向上する。

ここに、ベイナイト組織およびマルテンサイト組織のいずれか一方または両方の合計を20体積%以上とすることがより好ましい。

[0065] また、ベイナイト組織およびマルテンサイト組織のいずれか一方または両方の合計の組織分率の上限は90体積%程度とするのが好適である。というのは、これらの合計の組織分率が90体積%を超えると焼入れによる硬化層の旧オーステナイト粒の微細化効果が飽和するだけでなく、被削性が急激に劣化するからである。

[0066] なお、焼入れ後の硬化層の粒径微細化に関しては、マルテンサイト組織もベイナイト組織と同程度の効果を有するが、工業的な観点からは、マルテンサイト組織に比べてベイナイト組織の方がより合金元素の添加量が少なく済み、また被削性の点でも有利であり、さらに低冷却速度で生成させることが可能であるため、製造上有利である。

[0067] また、ベイナイトとマルテンサイトの体積分率の比はおおむねベイナイト:マルテンサイト=100:0~40:60が好ましい。焼入れ前の組織は、高周波焼入れ後による硬化層のマルテンサイトの旧オーステナイト粒径微細化のためにはマルテンサイト組織が好適である。しかし、マルテンサイトは硬質であるため母相に多量に含まれると被削性が低下する。従って、ベイナイトとマルテンサイトの分率比はベイナイト:マルテンサイト=100:0~40:60が好ましい。

[0068] 次に、本発明の機械構造用部品の製造方法について説明する。

本発明の機械構造用部品は、上述した成分組成を有する鋼素材を棒鋼圧延や熱間鍛造などの熱間加工を施して部品形状とし、部品の少なくとも一部に加熱温度:800~1000°Cの条件下で高周波焼入れを施すことで製造できる。この少なくとも一部を疲労強度が要求される部位とする。

[0069] 高周波焼入れ部の平均旧オーステナイト粒径を7 μ m以下とするには、次の方法がある。

熱間加工の際の800~1000°Cでの総加工率を80%以上とし、その後700~500°Cの温度域を0.2°C/s以上の速度で冷却する。この条件により、焼入れ前の組織を均一微細なベイナイトおよび/またはマルテンサイト組織(組織分率10体積%以上)とすることができる。すなわち、ベイナイト、マルテンサイトはフェライト-パーライト組織に

比べて炭化物が微細に分散した組織であるため、高周波焼入れ加熱時にオーステナイトの核生成サイトであるフェライト／炭化物の界面の面積が増えて、生成したオーステナイトが微細化するのに有利である。このためには、ベイナイトおよびマルテンサイト的一方または両方の合計の組織分率は10体積%以上が必要である。そして、700～500℃の温度域の冷却速度が0.2℃/s未満では、ベイナイトおよびマルテンサイト的一方または両方の合計の組織分率が10体積%以上とすることができない。より好ましくは、冷却速度を0.5℃/s以上とする。なお、ベイナイトとマルテンサイトの体積分率の比は上述のとおりおおむねベイナイト：マルテンサイト＝100：0～40：60が好ましい。

[0070] さらに、高周波焼入れ前に、800℃未満の温度域で20%以上の加工（以下、第2加工工程という）を施すことによって、高周波焼入れ前のベイナイトおよび／またはマルテンサイト組織をさらに微細にでき、高周波焼入れ後の旧オーステナイト粒のさらなる微細化が達成できるため、第2加工工程を付け加えることが好ましい。800℃未満の温度域での加工は、熱間加工工程で、前記冷却速度の冷却の前（700～800℃の温度域）で行ってもよいし、冷却後に別途冷間加工を施すか、あるいは A_1 変態点以下の温度で再加熱して温間加工を施しても良い。800℃未満での加工は、30%以上とする事が好ましい。

[0071] なお、加工法としては、例えば、冷間鍛造、冷間しごき、転造加工、ショット等が挙げられる。800℃未満で加工を施すことにより、高周波焼入れ前のベイナイトあるいはマルテンサイト組織が微細化し、結果として高周波焼入れ後に得られる硬化層における旧オーステナイト粒の平均粒径がより微細なものとなる結果、疲労強度がより向上する。

[0072] 以上説明した、加工および冷却による焼入れ前組織の調整に合わせて、さらに以下の高周波焼入れ条件が伴って初めて平均粒径が7 μ m以下の旧オーステナイト粒が得られる。

まず、加熱温度が800℃未満の場合、オーステナイト組織の生成が不十分となり、硬化層を得ることができない。一方、加熱温度が1000℃を超える場合と600～800℃の昇温速度が300℃/s未満の場合にはオーステナイト粒の成長が促進されると同時

に粒の大きさのばらつきが大きくなり、疲労強度の低下を招く。すなわち、最終的に得られる硬化層の旧オーステナイト粒径は、焼入れ加熱時にオーステナイト域でいかに粒成長を防止するかが重要となる。前組織を上述のように微細なベイナイトあるいはマルテンサイトを有する組織としておくことによって、オーステナイトへの逆変態の核生成サイトは多数あるので、多数生成したオーステナイト粒が成長しないうちに冷却を開始すれば、焼入れ組織の平均旧オーステナイト粒径を微細化できる。オーステナイト粒の成長は高温であればあるほど、またオーステナイト域における保持時間が長ければ長いほど進行するので、粒成長を防止して、最終的に平均粒径が $7\mu\text{m}$ 以下の旧オーステナイト粒を得るためには、加熱時の到達温度は 1000°C 以下、 $600\sim 800^{\circ}\text{C}$ の昇温速度は $300^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上とする。

[0073] なお、加熱時の到達温度は $800\sim 950^{\circ}\text{C}$ とすることが好ましく、 $600\sim 800^{\circ}\text{C}$ の昇温速度は $700^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上であることが好ましい。より好ましくは $1000^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上である。

[0074] また、高周波加熱時において 800°C 以上の滞留時間が長くなるとオーステナイト粒が粒成長して、最終の旧オーステナイト粒径が $7\mu\text{m}$ 超にまで大きくなる傾向にあるので、 800°C 以上の滞留時間は5秒以下とすることが好ましい。より好ましい加熱時間は3秒以下である。

[0075] なお、上記の効果は、Moを本発明範囲で含有させた鋼において、より顕著に発現する。すなわち、図1に、Mo添加鋼とMo無添加鋼について、高周波焼入れ時の加熱温度と硬化層の旧オーステナイト粒径との関係について調べた結果を示す。

ここで、図1に示した結果は以下のようにして得られたものである。

すなわち、次のa鋼、b鋼、c鋼、d鋼およびe鋼に示す成分組成の鋼素材を150kg真空溶解炉にて溶製し、150mm角に熱間鍛造後、ダミーピレットを製造し、 850°C で80%の熱間加工を行った後、 $700^{\circ}\text{C}\sim 500^{\circ}\text{C}$ の温度範囲を $0.7^{\circ}\text{C}/\text{s}$ で冷却し、棒鋼圧延材を製造した。さらに、一部の棒鋼には、第2加工工程として、前記冷却の後に冷間で20%の加工を施した。

[0076] (a鋼) C:0.8mass%、Si:0.1mass%、Mn:0.78mass%、P:0.011mass%、S:0.019mass%、Al:0.024mass%、Ti:0.017mass%、B:0.0013mass%、N:0.0043mass%、O:0.0015mass%、残部Feおよび不可避不純物。

(b鋼) C:0.53mass%、Si:0.1mass%、Mn:0.74mass%、P:0.011mass%、S:0.019mass%、Al:0.024mass%、N:0.0039mass%、Mo:0.37mass%、Ti:0.018mass%、B:0.0013mass%、残部Feおよび不可避不純物。

(c鋼) C:0.9mass%、Si:0.1mass%、Mn:0.78mass%、P:0.011mass%、S:0.019mass%、Al:0.024mass%、Mo:0.37mass%、Ti:0.017mass%、B:0.0013mass%、N:0.0043mass%、残部Feおよび不可避不純物。

(d鋼) C:0.42mass%、Si:1.5mass%、Mn:0.78mass%、P:0.011mass%、S:0.019mass%、Al:0.024mass%、Mo:0.37mass%、Ti:0.017mass%、B:0.0013mass%、N:0.0043mass%、残部Feおよび不可避不純物。

(e鋼) C:0.42mass%、Si:0.2mass%、Mn:0.78mass%、P:0.05mass%、S:0.019mass%、Al:0.024mass%、Mo:0.37mass%、Ti:0.017mass%、B:0.0013mass%、N:0.0043mass%、残部Feおよび不可避不純物。

[0077] 得られた棒鋼から、ねじり疲労試験片を採取し、周波数:10~200kHz、加熱温度870~1050℃として高周波焼入れを施し、さらに加熱炉を用いて170℃×30分の条件で焼戻しを行い供試材とした。高周波焼入れ条件は、昇温速度を300℃/s以上、800℃以上での滞留時間は1秒以下となるように調整した。

かくして得られた供試材について、ねじり疲労試験はφ18mmの段付きねじり試験片により10⁵回で破断する応力を求めた。また、高周波焼入れによる硬化層の平均旧オーステナイト粒径を前述の方法により測定した。さらに、硬化層の表面から全厚の1/5の位置におけるビッカース硬さを測定した。ビッカース硬さは98N(10kgf)で5点打点し、その平均値を採用した。

[0078] 図1に示したとおり、Mo添加鋼およびMo無添加鋼のいずれにおいても、高周波焼入れ時の加熱温度を低下させることで硬化層の旧オーステナイト粒径を小さくできるが、Mo添加鋼においては、加熱時の到達温度を1000℃以下好ましくは950℃以下とすることにより、特に顕著に硬化層粒径の微細化が達成される。

[0079] この現象が生じる理由は、明確にはわかっていないが、上記したMoおよびTiを含む炭窒化物との関係で以下のように推定することができる。すなわち、Mo添加鋼では、前述のMo系微細炭窒化物が析出して強力なピンニング力によりオーステナイト粒

を微細化するため、Mo無添加鋼に対して微細になると考えられる。しかし、たとえ短時間の高周波焼入れであっても、加熱温度が1000°Cを大きく超えると微細な(Mo,Ti)₂(C,N)は溶解してしまい、ピンニングの効果が薄れてしまうと考えられる。

[0080] なお、図1から、Mo添加鋼において、第2加工工程(冷間加工)を追加した場合のほうが、より旧オーステナイト粒径を微細化できることがわかる。

[0081] さらに発明者等は、Moを含有させた鋼において、高周波焼入れによる硬化層の平均旧オーステナイト粒をより微細化し疲労強度を向上できるのは、微細なMo系析出物が高密度に分散していて、前述したピンニング効果が大きくなるのではないかと推定した。

[0082] そこで、上記a鋼を溶製して圧延後、850°Cで80%、750°Cで25%の鍛造を行い空冷(空冷時冷却速度0.8°C/s)した。そして、高周波焼入れ前の素材から透過電子顕微鏡観察用の試料を採取し、微細析出物の状況について観察を実施した。透過電子顕微鏡観察用の試料は、素材中央部より平板試料を採取し、過塩素酸—メタノール系の電解液を用いた電解研磨により薄膜化して準備した。観察領域が薄すぎると析出粒子の脱落頻度が高まり、厚すぎると析出粒子認識が困難になるため、観察領域の厚みが50~100nmの範囲となるようにした。なお、試料厚みは電子エネルギー損失スペクトルから見積もった。

[0083] 図2に実際に得られた透過電子顕微鏡像の一例を示す。この視野の試料厚み約0.1μmを考慮すると、直径5~10nm程度の微細な析出物が1μm³当たり約3000個の高密度で分散していることが判明した。

高周波焼入れ時、オーステナイトはベイナイトあるいはマルテンサイトの粒界、パケット境界、炭化物などから核生成し、粒成長する。上記した微細な析出物はオーステナイト粒界面が析出物に到達しその向こう側へ行くときに、風船(粒界面)を指(析出物)で押し込んだときのように粒界面の移動を抑制する。このような界面移動抑制をピンニングという。ピンニング力は全析出量が一定であれば析出物が小さいほど大きく、また析出物径が一定であれば析出物の量が多いほど強くなる。

[0084] 本発明における高周波加熱時には、図2に示すような微細析出物によってピンニングが生じ、平均旧オーステナイト粒径の微細化がより促進されていると推定される。さ

らに、図2に例示した微細析出物は、1000°C以下の高周波焼入れ処理後材においても存在することを確認しており、高温短時間熱処理に対して溶解しにくいことが高周波焼入れ時のオーステナイト粒成長抑制に有効に作用しているものと考えられる。

[0085] 次に、発明者らは、高周波加熱処理時の旧オーステナイト粒の平均粒径に及ぼす析出分散状態の影響を見るため、Moの析出体積率を変動させたモデル計算を実施した。すなわち、Moの他の析出相への固溶が微量であることを仮定すると、Mo系微細析出物の析出体積率： f と平均粒子径： d とが決まれば、均一分散析出の場合の $1 \mu\text{m}^3$ 当たりのMo系微細析出物数(析出密度)が試算される。旧オーステナイト粒平均径が微細析出のピンニングによって支配されるならば、そのサイズは析出密度に反比例する。そこで、図2における析出物の粒径及びその密度が旧オーステナイト粒平均径 $2 \mu\text{m}$ を達成することを考慮し、ピンニング効果を発現する粒径及び析出物密度を検討した。その結果、旧オーステナイト粒平均径の制御に直接的に効果のある $1 \mu\text{m}^3$ 当たりの析出物数は析出物の体積率によって変動するものの、例えば、体積率が0.2~0.4%程度の場合に、十分なピンニング効果を発現させ、旧オーステナイト粒の微細化を実現できる好適範囲は以下の通りであることがわかった。

[0086] すなわち、旧オーステナイト粒のより一層の微細化を達成するには、直径20nm以下の微細析出粒子を500個以上確保することが好ましい。さらには、直径15nm以下の微細析出粒子を1000個以上確保すること、より好適には直径12nm以下の析出粒子を2000個以上確保することが望ましい。

[0087] 次いで、この析出物を母材から抽出して、残渣をX線回折法により同定したところ、主としてhcp型の $(\text{Mo}, \text{Ti})_2(\text{C}, \text{N})$ であると推定された。さらに、透過電子顕微鏡に付属のEDX分析の結果から、MoとTiの原子比は約8:2であり、Moが主成分であることも判明した。なお、ここでいう析出物には完全な $(\text{Mo}, \text{Ti})_2(\text{C}, \text{N})$ の化学量論組成から外れたものも含まれる。何れにしてもMoとTiを含んだ複合炭窒化物と考えられる。

[0088] さて、 $(\text{Mo}, \text{Ti})_2(\text{C}, \text{N})$ 析出物はCuなどの析出物と異なり、比較的硬いことが知られており、粒界面通過を阻止する能力が高いと考えられる。また、成分構成比はMoがTiに対して圧倒的に多いことおよびMoが拡散しにくい元素であることを勘案すれば、このような $(\text{Mo}, \text{Ti})_2(\text{C}, \text{N})$ は $(\text{Mo}, \text{Ti})_2(\text{C}, \text{N})$ の析出温度である600~700°C程度の温度範

囲に短時間保持しても、急速に大きくなるとは考えられない。従って、 $(\text{Mo}, \text{Ti})_2(\text{C}, \text{N})$ の析出量を増加し分布密度を高めるために、後述のベイナイトおよびマルテンサイトの組織分率を得られる範囲で、この温度範囲で短時間の等温保持することにより、既に析出している $(\text{Mo}, \text{Ti})_2(\text{C}, \text{N})$ の粗大化を最小限に抑制しつつ、新たな $(\text{Mo}, \text{Ti})_2(\text{C}, \text{N})$ の析出を期待できる。

[0089] また、図3には、硬化層の旧オーステナイト粒径とねじり疲労特性との関係を示す。同図から、Mo添加鋼では、旧オーステナイト粒径が $7\mu\text{m}$ 以下の領域においても粒径が小さくなるとともに、疲労特性が向上することがわかる。これに対し、Mo無添加鋼では、粒径が $7\mu\text{m}$ 以下になると、それ以上粒径を小さくしても疲労強度が向上していないことがわかる。これは、Mo無添加鋼では、Mo添加鋼に比較して硬化層の硬度が低いため、旧オーステナイト粒径が在る程度以上微細化してしまうと、疲労破壊が粒内破壊となり、旧オーステナイト粒径に影響されなくなるためと考えられる。

[0090] さらに、Mo添加鋼で、かつC、Si、Pのいずれかの含有量を高めた場合(c鋼、d鋼、e鋼)には、旧オーステナイト粒径が $7\mu\text{m}$ 以下の領域で、ねじり疲労強度の向上効果が大きいことがわかる。これは、C、SiあるいはPの量を増加させたことにより、硬化層の粒内強度が増加しているためと考えられる。そこで、硬化層のビッカース硬さを調査したところ、a鋼ではHv700、b鋼ではHv740、c鋼ではHv902、d鋼ではHv775、e鋼ではHv760であり硬化層の硬さがHv750以上となると、旧オーステナイト粒の微細化による疲労強度向上効果が非常に大きくなるということが裏付けられた。

[0091] 次に、発明者らは、以上の硬化層の硬さを上昇させることにより、旧オーステナイト粒径の微細化による疲労強度上昇代を大きくできるとの知見に基づき、C、Si、Pのうちのいずれかの含有量を高めて粒内強度を上昇させなくとも、高周波焼入れ後の焼戻し処理を省略することによっても、粒内強度を上昇できるため、この焼戻し処理の省略によって疲労強度が上昇するのではないかと発想した。

そこで、上記のa鋼およびb鋼に対して、上述のねじり疲労試験片の作製工程において、焼戻し処理を省略したものについても、同様にねじり疲労強度の調査を行った。a鋼およびb鋼の焼戻しを省略した場合のビッカース硬さは、それぞれ、Hv740、Hv780であった。

[0092] 図4に、焼戻し有の場合と焼戻し無の場合とを比較して、硬化層の旧オーステナイト粒径とねじり疲労特性との関係を示す。図4から、焼戻しを省略することによっても疲労強度を向上できることがわかる。

このように、本発明では焼戻し処理を行わない方法も積極的に採用できる。一般の高強度鋼では、焼戻し処理を行わないと部品にわれが発生する場合がある。このため、高周波焼入れ後の焼戻し処理は通常行われる工程である。この割れは通常粒界破壊であり、粒界強度不足に起因している。ところが、本発明では旧オーステナイト粒の微細化により粒界強度が高いため、焼戻し処理を省略しても割れが発生しにくい。焼戻し処理の省略は焼戻しによる軟化抑止と焼戻し処理コストの低減に効果がある。

実施例 1

[0093] 表1に示す鋼を100kg溶製し、これを1200℃に加熱し表2に示す熱間加工条件および冷間加工条件により、ねじり疲労試験片に加工した。加工後のサンプルを、まず1050℃で高周波焼入れし、続いて表2に示す条件の高周波焼入れを行った。なお、試験No.10は1050℃での高周波焼入れは行わなかった。また、試験No.29および30以外は、高周波焼入れ後に160℃×1h.の焼戻しを行った。高周波焼入れ部の旧オーステナイト粒径および硬さは上述した方法と同様にして測定した。ねじり疲労試験は18mmφの段付きねじり試験片により10⁵回で破断する応力を求めた。また、高周波焼入れ前組織を、光学顕微鏡を用いて観察し、組織の同定を行うとともに、ベイナイトおよびマルテンサイトの単独または合計の組織分率(体積%)を求めた。

[0094] 以上の測定結果を、表2に併記するように、No.7および25はC、SiおよびPのいずれもが低い比較例であり、これら比較例に対して発明例はねじり疲労強度がさらに向上していることがわかる。また、No.26、27および28のように、Mo、BまたはTiが不足する場合には旧オーステナイト粒径が粗大化し、ねじり疲労強度が低下する。また、No.26、27および28では、特に母材組織がフェライト-パーライトになるため旧オーステナイト粒径が粗大化し、疲労強度が低下した。また、No.29および30のように、高周波焼入れ後の焼戻し処理を行わないと、それぞれNo.1鋼およびNo.7鋼と比較して、さらに疲労強度が向上している。また、No.31鋼は、熱間加工時の800～1000℃の総加工

率が小さいため、旧オーステナイト粒径が大きくなり、疲労強度が低い。

[0095] [表1]

【表1】

鋼記号	化学成分 (mass%)											その他
	C	Si	Mn	P	S	Al	Mo	Ti	B	N		
A	0.75	0.51	0.77	0.01	0.023	0.024	0.45	0.021	0.0023	0.0040		
B	1.21	0.50	0.78	0.01	0.023	0.023	0.44	0.023	0.0021	0.0042		
C	1.45	0.50	0.78	0.01	0.023	0.024	0.46	0.022	0.0022	0.0044		
D	0.42	1.11	0.78	0.01	0.023	0.023	0.45	0.023	0.0022	0.0044		
E	0.41	1.25	0.77	0.01	0.022	0.023	0.45	0.023	0.0023	0.0044		
F	0.42	1.49	0.78	0.01	0.023	0.024	0.46	0.022	0.0021	0.0042		
G	0.48	0.50	0.78	0.02	0.023	0.023	0.44	0.021	0.0021	0.0044		
H	0.42	0.50	0.78	0.06	0.022	0.024	0.46	0.023	0.0022	0.0040		
I	0.41	0.50	0.77	0.10	0.022	0.023	0.45	0.023	0.0022	0.0044		
J	0.75	0.51	0.77	0.06	0.023	0.024	0.45	0.021	0.0023	0.0040		
K	0.41	1.25	0.77	0.06	0.022	0.023	0.45	0.023	0.0023	0.0044		
L	0.70	1.13	0.78	0.02	0.023	0.023	0.44	0.023	0.0021	0.0042		
M	0.70	0.50	0.78	0.01	0.023	0.023	0.44	0.023	0.0021	0.0042		Cu:0.3, Ni:0.44
N	0.70	0.50	0.78	0.01	0.023	0.023	0.44	0.023	0.0021	0.0042		Co:0.22, Nb:0.040, V:0.16
O	0.70	0.50	0.78	0.01	0.023	0.023	0.44	0.023	0.0021	0.0042		Cr:0.8
P	0.70	0.50	0.78	0.01	0.023	0.023	0.44	0.023	0.0021	0.0042		V:0.3
Q	0.70	0.50	0.78	0.01	0.023	0.023	0.44	0.023	0.0021	0.0042		Zr:0.05
R	0.70	0.50	0.78	0.01	0.023	0.023	0.44	0.023	0.0021	0.0042		Pb:0.02
S	0.70	0.50	0.78	0.01	0.023	0.023	0.44	0.023	0.0021	0.0042		Bi:0.07
T	0.70	0.50	0.78	0.01	0.023	0.023	0.44	0.023	0.0021	0.0042		Se:0.01
U	0.70	0.50	0.78	0.01	0.023	0.023	0.44	0.023	0.0021	0.0042		Te:0.01
V	0.70	0.50	0.78	0.01	0.023	0.023	0.44	0.023	0.0021	0.0042		Ca:0.003
W	0.70	0.50	0.78	0.01	0.023	0.023	0.44	0.023	0.0021	0.0042		REM:0.002
X	0.70	0.50	0.78	0.01	0.023	0.023	0.44	0.023	0.0021	0.0042		Cu:0.3, Ni:0.44, Te:0.01
Y	0.48	0.51	0.79	0.011	0.022	0.025	0.45	0.021	0.0024	0.0041		
Z	0.70	0.50	0.78	0.01	0.023	0.023	0.03	0.023	0.0021	0.0042		
AA	0.70	0.50	0.78	0.01	0.023	0.023	0.44	0.023	0.0002	0.0042		
AB	0.70	0.50	0.78	0.01	0.023	0.023	0.44	0.002	0.0021	0.0042		
AC	0.46	1.12	0.78	0.01	0.023	0.002	0.41	0.050	0.0022	0.0044		Ca:0.003
AD	1.21	0.60	0.78	0.01	0.050	0.002	0.41	0.050	0.0022	0.0044		Ca:0.003
AE	1.21	0.60	0.78	0.01	0.035	<0.001	0.41	0.050	0.0022	0.0044		Ca:0.003

[0096] [表2]

試験 No.	銅記号	熱間加工条件		冷間加工条件		高周波焼入条件		非焼入れ部組織		焼入れ部組織		疲労特性 ねじり疲労強度 (×105) (MPa)	備考
		800℃以上 の総加工率 (%)	500~700℃ の冷却速度 (℃/s)	加工率 (%)	昇温速度 (℃/s)	最高加熱温度 (℃)	800℃以上の 滞留時間 (s)	組織構成	ベイト分率 (%)	ピッカース 硬度 (Hv)	平均旧γ 粒径 (μm)		
1	A	80	1.0	40	500	890	1	ハート+ベイト	90	823	3.4	941	発明例
2	B	80	1.0	40	500	880	1	初析炭化物+ベイト+ハート	90	901	2.4	959	発明例
3	C	80	1.0	30	500	880	1	初析炭化物+ベイト+ハート	90	917	3.5	989	発明例
4	D	80	1.0	20	500	885	1	ベイト+フェライト+ハート	80	751	1.8	890	発明例
5	E	80	1.0	5	500	890	1	ベイト+フェライト+ハート	80	767	1.8	892	発明例
6	F	80	1.0	5	500	875	1	ベイト+フェライト+ハート	80	772	2.6	900	発明例
7	G	80	1.0	15	500	875	1	ベイト+フェライト+ハート	80	695	2.2	800	比較例
8	H	80	1.0	15	500	890	1	ベイト+フェライト+ハート	80	750	2.1	840	発明例
9	I	80	1.0	25	500	875	1	ベイト+フェライト+ハート	80	763	2.7	869	発明例
10	J	80	1.0	5	500	865	1	ハート+ベイト	90	833	3.4	922	発明例
11	K	80	1.0	5	500	875	1	ベイト+フェライト+ハート	80	783	2.8	910	発明例
12	L	80	1.0	25	500	880	1	ハート+ベイト	90	764	2.7	976	発明例
13	M	80	1.0	5	500	875	1	ハート+ベイト	90	768	2.7	925	発明例
14	N	80	1.0	10	500	875	2	ハート+ベイト	90	764	3.2	933	発明例
15	O	80	1.0	0	500	880	1	ハート+ベイト	90	764	1.8	930	発明例
16	P	80	1.0	40	500	865	1	ハート+ベイト	90	767	3.2	943	発明例
17	Q	80	1.0	25	500	865	1	ハート+ベイト	90	761	1.6	936	発明例
18	R	80	1.0	25	500	870	1	ハート+ベイト	90	759	3.1	935	発明例
19	S	80	1.0	15	500	880	1	ハート+ベイト	90	754	1.7	936	発明例
20	T	80	1.0	35	500	890	4	ハート+ベイト	90	754	3.8	934	発明例
21	U	80	1.0	40	500	885	1	ハート+ベイト	90	756	3.1	920	発明例
22	V	80	1.0	20	500	865	1	ハート+ベイト	90	752	2.7	929	発明例
23	W	80	1.0	15	500	875	1	ハート+ベイト	90	750	2.3	930	発明例
24	X	80	1.0	0	500	865	1	ハート+ベイト	90	770	1.9	935	発明例
25	Y	80	1.0	35	500	890	1	ハート+ベイト	80	694	2.0	805	比較例
26	Z	80	1.0	20	500	880	1	フェライト+ハート	0	690	9.7	701	比較例
27	AA	80	1.0	35	500	890	1	フェライト+ハート	0	673	8.7	729	比較例
28	AB	80	1.0	20	500	880	1	フェライト+ハート	0	694	8.5	741	比較例
29	A	80	1.0	20	500	880	1	ハート+ベイト	90	820	3.4	990	発明例
30	G	80	1.0	15	500	875	1	ベイト+フェライト+ハート	80	752	2.2	890	発明例
31	A	50	1.0	10	500	890	1	ハート+ベイト	90	823	8.1	780	比較例
32	AC	80	0.5	0	300	950	1	ベイト+フェライト+ハート	80	760	5.0	930	発明例
33	AD	80	0.5	0	300	950	1	初析炭化物+ベイト+ハート	80	900	5.3	890	発明例
34	AE	80	0.5	0	300	950	1	初析炭化物+ベイト+ハート	80	905	5.2	930	発明例

No.29、No.30は、高周波焼入後の焼戻しなし

実施例 2

[0097] 本発明の機械構造用部品として、図5に示す、ドライブシャフト10から動力を車輪のハブ11に伝えるために介在させる、等速ジョイント12を製造した。

この等速ジョイント12は外輪13および内輪14の組み合わせになる。すなわち、外輪13のマウス部13aの内面に形成したボール軌道溝に嵌めるボール15を介して、マウス部13aの内側に内輪14を揺動可能に固定してなり、この内輪14にドライブシャフト10を連結する一方、外輪13のステム部13bをハブ11に例えばスプライン結合させることによって、ドライブシャフト10からの動力を車輪のハブ11に伝えるものである。

[0098] 表3に示す成分組成になる鋼素材を、転炉により溶製し、連続铸造により鑄片とした。鑄片サイズは300×400mmであった。この鑄片を、ブレードダウン工程を経て150mm角ビレットに圧延したのち、55mmφの棒鋼に圧延した。

ついで、この棒鋼を所定長さに切断後、熱間鍛造によって等速ジョイント内輪(外径:45mmおよび内径:20mm)を成形し、その後切削加工または転造加工によって嵌合面にスプライン結合のための条溝を形成した。また、切削加工または冷間鍛造によって、ボールの転動面を形成した。熱間鍛造後の冷却は表4に示す条件とした。ここで、熱間鍛造、冷間鍛造における総加工率は、転動面の軸方向に直交する断面の断面減少率を調整することで行った。

[0099] 図6に示すように、等速ジョイント外輪との間に介在するボールの転動面14aに、周波数:15Hzの高周波焼入れ装置を用いて、1050℃で高周波焼入れし、続いて表4に示す条件の高周波焼入れを行って焼入れ組織層16とした後、加熱炉を用いて180℃×2hの条件で焼戻しを行って焼入れた。なお、一部の等速ジョイントについては焼戻しを省略した。かくして得られた等速ジョイント内輪は、その嵌合面にドライブシャフトを嵌合するとともに、等速ジョイント外輪のマウス部にボール(鋼球)を介して装着し、一方等速ジョイント外輪のステム部にハブを嵌合することによって、等速ジョイントユニットとした(図5参照)。なお、ボール、外輪、ドライブシャフトおよびハブの仕様は下記の通りである。

記

ボール: 高炭素クロム軸受鋼SUI2の焼入れ焼戻し鋼

外輪: 機械構造用炭素鋼の高周波焼入れ焼戻し鋼

ハブ:機械構造用炭素鋼の高周波焼入れ焼戻し鋼

ドライブシャフト:機械構造用炭素鋼の高周波焼入れ焼戻し鋼

[0100] 次に、この等速ジョイントを用いて、ドライブシャフトの回転運動を等速ジョイントの内輪そして内輪を経てハブに伝える動力伝達系において、ボールの転動面の転動疲労強度に関する耐久試験を行った。

転動疲労試験は、トルク:900N・m、作動角(内輪の軸線とドライブシャフト軸線とがなす角度):20° および回転数:300rpmの条件下で動力伝達を行い、等速ジョイント内輪の転動面にはく離が生じるまでの時間を転動疲労強度として評価した。なお、ここでドライブシャフト、等速ジョイント外輪等の寸法、形状は、耐久試験時に等速ジョイントない輪が最弱部になるように設定した。

また、同じ条件で作製した等速ジョイント内輪について、硬化層の旧オーステナイト粒平均径および硬さを、前述した方法と同様の手法にて求めた。

表4には、これらの結果も併記する。

[0101] [表3]

【表3】

鋼記号	化学成分 (mass%)													その他
	C	Si	Mn	P	S	Al	Mo	Ti	B	N				
A	0.75	0.49	0.75	0.01	0.023	0.023	0.45	0.022	0.0021	0.0041				
B	1.23	0.50	0.78	0.01	0.023	0.023	0.44	0.023	0.0022	0.0042				
C	1.44	0.50	0.78	0.01	0.023	0.024	0.46	0.021	0.0021	0.0044				
D	0.41	1.10	0.78	0.01	0.023	0.024	0.45	0.023	0.0022	0.0044				
E	0.42	1.30	0.77	0.01	0.022	0.023	0.45	0.022	0.0023	0.0044				
F	0.42	1.50	0.78	0.01	0.023	0.024	0.46	0.022	0.0021	0.0042				
G	0.48	0.49	0.78	0.02	0.023	0.023	0.44	0.023	0.0023	0.0044				
H	0.41	0.50	0.78	0.06	0.022	0.024	0.46	0.023	0.0022	0.0040				
I	0.42	0.50	0.77	0.10	0.022	0.023	0.45	0.023	0.0022	0.0044				
J	0.75	0.51	0.77	0.06	0.023	0.024	0.45	0.023	0.0021	0.0040				
K	0.41	1.27	0.77	0.06	0.022	0.024	0.45	0.023	0.0023	0.0044				
L	0.70	1.10	0.78	0.02	0.023	0.023	0.44	0.021	0.0021	0.0042				
M	0.70	0.50	0.77	0.01	0.023	0.023	0.44	0.023	0.0021	0.0040	Cu:0.31, Ni:0.46			
N	0.70	0.50	0.78	0.01	0.023	0.023	0.44	0.021	0.0021	0.0042	Co:0.20, Nb:0.043, V:0.18			
O	0.70	0.50	0.77	0.01	0.023	0.023	0.44	0.023	0.0022	0.0042	Cr:0.8			
P	0.70	0.50	0.78	0.01	0.023	0.024	0.44	0.023	0.0021	0.0042	V:0.3			
Q	0.70	0.50	0.78	0.01	0.023	0.023	0.44	0.023	0.0021	0.0042	Zr:0.05			
R	0.70	0.50	0.79	0.01	0.023	0.023	0.44	0.023	0.0021	0.0042	Pb:0.02			
S	0.70	0.50	0.78	0.01	0.023	0.023	0.44	0.023	0.0022	0.0042	Bi:0.07			
T	0.70	0.50	0.77	0.01	0.023	0.024	0.44	0.023	0.0021	0.0042	Se:0.01			
U	0.70	0.50	0.78	0.01	0.023	0.023	0.44	0.023	0.0021	0.0040	Te:0.01			
V	0.70	0.50	0.78	0.01	0.023	0.023	0.44	0.023	0.0021	0.0042	Ca:0.003			
W	0.70	0.50	0.79	0.01	0.023	0.024	0.44	0.023	0.0021	0.0042	REM:0.002			
X	0.70	0.50	0.78	0.01	0.023	0.023	0.44	0.023	0.0021	0.0042	Cu:0.3, Ni:0.44, Te:0.01			
Y	0.48	0.51	0.79	0.01	0.022	0.024	0.45	0.021	0.0024	0.0041				
Z	0.70	0.50	0.78	0.01	0.023	0.023	0.02	0.022	0.0021	0.0042				
AA	0.70	0.50	0.78	0.01	0.023	0.025	0.44	0.023	0.0002	0.0042				
AB	0.70	0.50	0.78	0.01	0.023	0.023	0.44	0.002	0.0021	0.0042				
AC	0.46	1.12	0.78	0.01	0.023	0.002	0.41	0.050	0.0022	0.0044	Ca:0.003			
AD	1.21	0.60	0.78	0.01	0.050	0.002	0.41	0.050	0.0022	0.0044	Ca:0.003			
AE	1.21	0.60	0.78	0.01	0.035	<0.001	0.41	0.050	0.0022	0.0044	Ca:0.003			

[0102] [表4]

試験No.	編記号	熱間加工条件		冷間加工条件		高周波焼入条件			非焼入れ部組織		焼入れ部組織			疲労特性		備考
		800℃以上の総加工率 (%)	500~700℃の冷却速度 (℃/s)	加工率 (%)		昇温速度 (℃/s)	最高加熱温度 (℃)	800℃以上の焼入時間 (s)	組織構成	ベイト+マルチポイント分率 (%)	ビッカース硬度 (Hv)	平均旧γ粒径 (μm)	焼入の有無	転動疲労寿命 (hr)		
1	A	80	1.0	40		500	890	1	ベイト+ベイト	90	823	3.4	有	163	発明例	
2	B	80	1.0	40		500	880	1	初析炭化物+ベイト+ベイト	90	901	2.4	有	177	発明例	
3	C	80	1.0	30		500	880	1	初析炭化物+ベイト+ベイト	90	917	3.5	有	173	発明例	
4	D	80	1.0	20		500	885	1	ベイト+フェライト+ベイト	80	751	1.8	有	151	発明例	
5	E	80	1.0	5		500	890	1	ベイト+フェライト+ベイト	80	767	1.8	有	148	発明例	
6	F	80	1.0	5		500	875	1	ベイト+フェライト+ベイト	80	772	2.6	有	155	発明例	
7	G	80	1.0	15		500	875	1	ベイト+フェライト+ベイト	80	695	2.2	有	141	比較例	
8	H	80	1.0	15		500	890	1	ベイト+フェライト+ベイト	80	750	2.1	有	152	発明例	
9	I	80	1.0	25		500	875	1	ベイト+フェライト+ベイト	80	763	2.7	有	152	発明例	
10	J	80	1.0	5		500	865	1	ベイト+ベイト	90	833	3.4	有	167	発明例	
11	K	80	1.0	5		500	875	1	ベイト+フェライト+ベイト	80	783	2.8	有	150	発明例	
12	L	80	1.0	25		500	880	1	ベイト+ベイト	90	764	2.7	有	181	発明例	
13	M	80	1.0	5		500	875	1	ベイト+ベイト	90	768	2.7	有	165	発明例	
14	N	80	1.0	10		500	875	2	ベイト+ベイト	90	764	3.2	有	164	発明例	
15	O	80	1.0	0		500	880	1	ベイト+ベイト	90	764	1.8	有	166	発明例	
16	P	80	1.0	40		500	865	1	ベイト+ベイト	90	767	3.2	有	172	発明例	
17	Q	80	1.0	25		500	865	1	ベイト+ベイト	90	761	1.6	有	168	発明例	
18	R	80	1.0	25		500	870	1	ベイト+ベイト	90	759	3.1	有	161	発明例	
19	S	80	1.0	15		500	880	1	ベイト+ベイト	90	754	1.7	有	159	発明例	
20	T	80	1.0	35		500	890	4	ベイト+ベイト	90	754	3.8	有	160	発明例	
21	U	80	1.0	40		500	885	1	ベイト+ベイト	90	756	3.1	有	163	発明例	
22	V	80	1.0	20		500	865	1	ベイト+ベイト	90	752	2.7	有	164	発明例	
23	W	80	1.0	15		500	875	1	ベイト+ベイト	90	750	2.3	有	162	発明例	
24	X	80	1.0	0		500	865	1	ベイト+ベイト	90	770	1.9	有	160	発明例	
25	Y	80	1.0	35		500	890	1	ベイト+ベイト	80	694	2.0	有	141	比較例	
26	Z	80	1.0	20		500	880	1	フェライト+ベイト	0	690	9.7	有	120	比較例	
27	AA	80	1.0	35		500	890	1	フェライト+ベイト	0	673	8.7	有	131	比較例	
28	AB	80	1.0	20		500	880	1	フェライト+ベイト	0	694	8.5	有	137	比較例	
29	A	80	1.0	20		500	875	1	ベイト+ベイト	90	820	3.4	無	180	発明例	
30	G	80	1.0	15		500	875	1	ベイト+フェライト+ベイト	80	752	2.2	無	150	発明例	
31	A	50	1.0	10		500	890	1	ベイト+ベイト	90	823	8.1	有	140	比較例	
32	AC	70	0.7	0		300	950	1	ベイト+フェライト+ベイト	80	760	5.0	有	162	発明例	
33	AD	70	0.7	0		300	950	1	初析炭化物+ベイト+ベイト	80	900	5.2	有	179	発明例	
34	AE	70	0.7	0		300	950	1	初析炭化物+ベイト+ベイト	80	906	5.2	有	173	発明例	

[0103] 表4より、No.7および25はC、SiおよびPのいずれもが低い比較例であり、これら比

較例に対して発明例は転動疲労寿命が向上していることがわかる。また、No.26、27 および28のようにMo、BまたはTiが不足する場合には旧オーステナイト粒径が粗大化し転動疲労寿命が低下する。また、No. 26、27および28では、特に母材組織がフェライト-パーライトになるため旧オーステナイト粒径が粗大化し、疲労強度が低下した。また、No.29および30のように、高周波焼入れ後の焼戻し処理を行わないと、それぞれNo.1鋼およびNo.7鋼と比較して、さらに転動疲労寿命が向上している。また、No.31鋼は、熱間加工時の800~1000℃の総加工率が小さいため、旧オーステナイト粒径が大きくなり、転動疲労寿命が低い。

請求の範囲

[1] 少なくとも一部分に高周波焼入れによる硬化層を有し、該硬化層は、硬さがHv750以上、かつ旧オーステナイト粒の平均粒径が硬化層の全厚にわたり7 μ m以下であることを特徴とする機械構造用部品。

[2] C:0.3~1.5mass%、
Si:0.05~3.0mass%、
Mn:0.2~2.0mass%、
Al:0.25mass%以下、
Ti:0.005~0.1mass%、
Mo:0.05~0.6mass%、
B:0.0003~0.006mass%
S:0.1mass%以下および
P:0.10mass%以下

を含有し、かつ下記式(1)~(3)のいずれか少なくとも一式を満足し、残部はFeおよび不可避免的不純物の成分組成を有することを特徴とする請求項1に記載の機械構造用部品。

記

C > 0.7 mass% …(1)

Si > 1.1 mass% …(2)

P > 0.02 mass% …(3)

[3] 前記成分組成中Alの含有量が、

Al:0.005~0.25mass%

であることを特徴とする請求項2に記載の機械構造用部品。

[4] 前記成分組成として、さらに

Cr:2.5mass%以下、

Cu:1.0mass%以下、

Ni:3.5mass%以下、

Co:1.0mass%以下、

Nb:0.1mass%以下、
V:0.5mass%以下、
Ta:0.5mass%以下、
Hf:0.5mass%以下および
Sb:0.015mass%以下

のうちから選んだ1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項2または3に記載の機械構造用部品。

[5] 前記成分組成として、さらに

W:1.0mass%以下、
Ca:0.005mass%以下、
Mg:0.005mass%以下、
Te:0.1mass%以下、
Se:0.1mass%以下、
Bi:0.5mass%以下、
Pb:0.5mass%以下、
Zr:0.01mass%以下および
REM:0.1mass%以下

のうちから選んだ1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項2ないし4のいずれかに記載の機械構造用部品。

[6] C:0.3~1.5mass%、
Si:0.05~3.0mass%、
Mn:0.2~2.0mass%、
Al:0.25mass%以下
Ti:0.005~0.1mass%、
Mo:0.05~0.6mass%、
B:0.0003~0.006mass%
S:0.1mass%以下および
P:0.10mass%以下

を含有し、残部はFeおよび不可避的不純物の成分組成をし、かつ前記硬化層は焼戻し処理が施されていないことを特徴とする請求項1に記載の機械構造用部品。

[7] 前記成分組成中Alの含有量が、

Al:0.005～0.25mass%

であることを特徴とする請求項6に記載の機械構造用部品。

[8] 前記成分組成として、さらに

Cr:2.5mass%以下、

Cu:1.0mass%以下、

Ni:3.5mass%以下、

Co:1.0mass%以下、

Nb:0.1mass%以下、

V:0.5mass%以下、

Ta:0.5mass%以下、

Hf:0.5mass%以下および

Sb:0.015mass%以下

のうちから選んだ1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項6または7に記載の機械構造用部品。

[9] 前記成分組成として、さらに

W:1.0mass%以下、

Ca:0.005mass%以下、

Mg:0.005mass%以下、

Te:0.1mass%以下、

Se:0.1mass%以下、

Bi:0.5mass%以下、

Pb:0.5mass%以下、

Zr:0.01mass%以下および

REM:0.1mass%以下

のうちから選んだ1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項6ないし8の

いずれかに記載の機械構造用部品。

[10] $1 \mu\text{m}^3$ 当たり500個以上で分散したMo系析出物を有し、該Mo系析出物の平均粒径が20nm以下であることを特徴とする請求項2ないし9のいずれかに記載の機械構造用部品。

[11] C:0.3~1.5mass%、
Si:0.05~3.0mass%、
Mn:0.2~2.0mass%、
Al:0.25mass%以下、
Ti:0.005~0.1mass%、
Mo:0.05~0.6mass%、
B:0.0003~0.006mass%
S:0.1mass%以下および
P:0.10mass%以下

を含有し、かつ下記式(1)~(3)のいずれか少なくとも一式を満足し、残部はFeおよび不可避免的不純物の成分組成になる素材の少なくとも一部分に高周波焼入れを少なくとも1回は施して機械構造用部品を製造するに当り、

前記素材の高周波焼入れ前の鋼組織におけるベイナイト組織およびマルテンサイト組織のいずれか一方または両方の合計を10体積%以上に調整し、

前記高周波焼入れの到達温度を1000°C以下とすることを特徴とする機械構造用部品の製造方法。

記

$C > 0.7 \text{ mass\%} \dots (1)$

$\text{Si} > 1.1 \text{ mass\%} \dots (2)$

$P > 0.02 \text{ mass\%} \dots (3)$

[12] 前記成分組成中Alの含有量を、

Al:0.005~0.25mass%

とすることを特徴とする請求項11に記載の機械構造用部品の製造方法。

[13] 前記成分組成として、さらに

Cr:2.5mass%以下、
Cu:1.0mass%以下、
Ni:3.5mass%以下、
Co:1.0mass%以下、
Nb:0.1mass%以下、
V:0.5mass%以下、
Ta:0.5mass%以下、
Hf:0.5mass%以下および
Sb:0.015mass%以下

のうちから選んだ1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項11または12に記載の機械構造用部品の製造方法。

[14] 前記成分組成として、さらに

W:1.0mass%以下、
Ca:0.005mass%以下、
Mg:0.005mass%以下、
Te:0.1mass%以下、
Se:0.1mass%以下、
Bi:0.5mass%以下、
Pb:0.5mass%以下、
Zr:0.01mass%以下および
REM:0.1mass%以下

のうちから選んだ1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項11ないし13のいずれかに記載の機械構造用部品の製造方法。

[15] 少なくとも一部表面に、高周波焼入れによる平均旧オーステナイト粒径が $7\mu\text{m}$ 以下である硬化層を有する機械構造用鋼材とするための高周波焼入れ用素材であつて、

C:0.3~1.5mass%、
Si:0.05~3.0mass%、

Mn:0.2~2.0mass%、
Al:0.25mass%以下
Ti:0.005~0.1mass%、
Mo:0.05~0.6mass%、
B:0.0003~0.006mass%
S:0.1mass%以下および
P:0.10mass%以下

を含有し、かつ下記式(1)~(3)のいずれか少なくとも一式を満足し、残部はFeおよび不可避免的不純物の成分組成を有し、さらにベイナイト組織およびマルテンサイト組織のいずれか一方または両方の合計が10体積%以上である鋼組織を有することを特徴とする高周波焼入れ用素材。

記

C > 0.7 mass% …(1)

Si > 1.1 mass% …(2)

P > 0.02 mass% …(3)

[16] 前記成分組成中Alの含有量が、

Al:0.005~0.25mass%

であることを特徴とする請求項15に記載の高周波焼入れ用素材。

[17] 前記成分組成として、さらに

Cr:2.5mass%以下、
Cu:1.0mass%以下、
Ni:3.5mass%以下、
Co:1.0mass%以下、
Nb:0.1mass%以下、
V:0.5mass%以下、
Ta:0.5mass%以下、
Hf:0.5mass%以下および
Sb:0.015mass%以下

のうちから選んだ1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項15または16に記載の高周波焼入れ用素材。

[18] 前記成分組成として、さらに

W:1.0mass%以下、

Ca:0.005mass%以下、

Mg:0.005mass%以下、

Te:0.1mass%以下、

Se:0.1mass%以下、

Bi:0.5mass%以下、

Pb:0.5mass%以下、

Zr:0.01mass%以下および

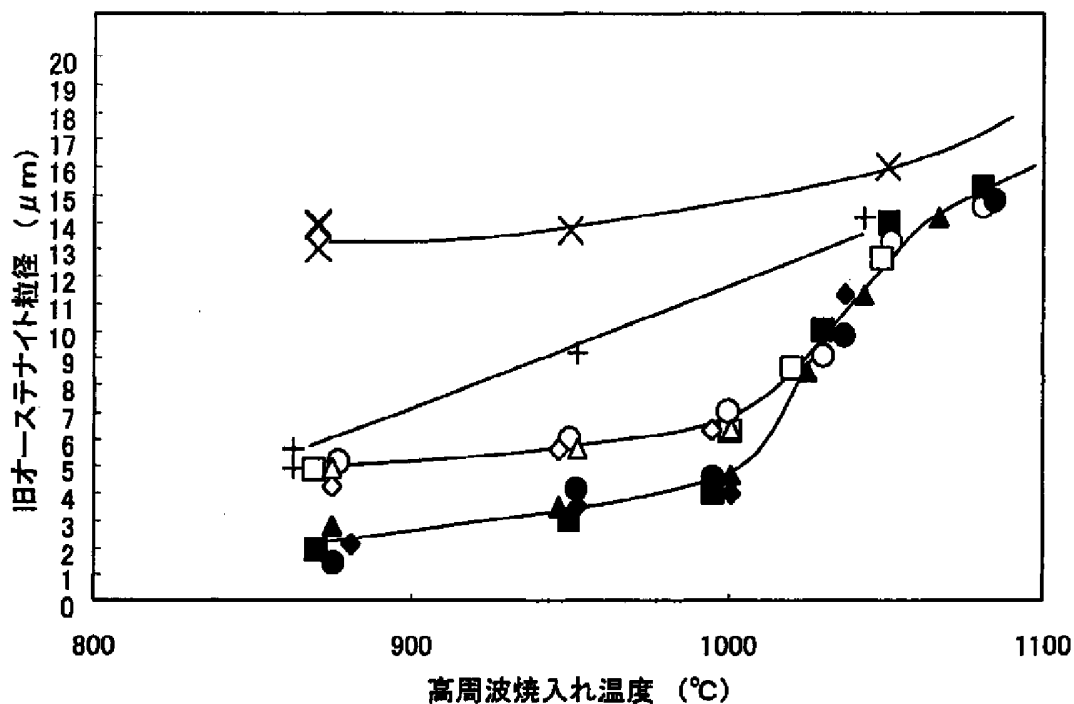
REM:0.1mass%以下

のうちから選んだ1種または2種以上を含有することを特徴とする請求15ないし17のいずれかに記載の高周波焼入れ用素材。

[19] $1 \mu\text{m}^3$ 当たり500個以上で分散したMo系析出物を有し、該Mo系析出物の平均粒径が20nm以下であることを特徴とする請求項15ないし18のいずれかに記載の高周波焼入れ用素材。

[図1]

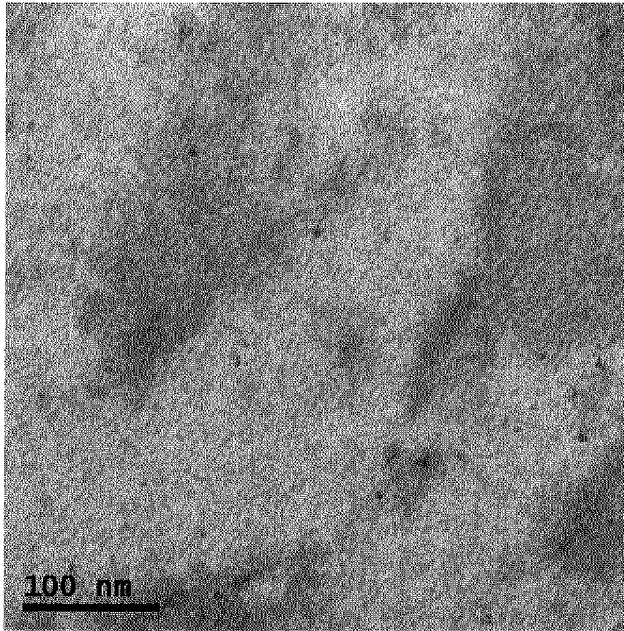
FIG. 1



- | | | | |
|---|----------|---|----------|
| × | a鋼、冷間加工無 | ◇ | d鋼、冷間加工無 |
| + | a鋼、冷間加工有 | ◆ | d鋼、冷間加工有 |
| ○ | b鋼、冷間加工無 | □ | e鋼、冷間加工無 |
| ● | b鋼、冷間加工有 | ■ | e鋼、冷間加工有 |
| △ | c鋼、冷間加工無 | | |
| ▲ | c鋼、冷間加工有 | | |

[図2]

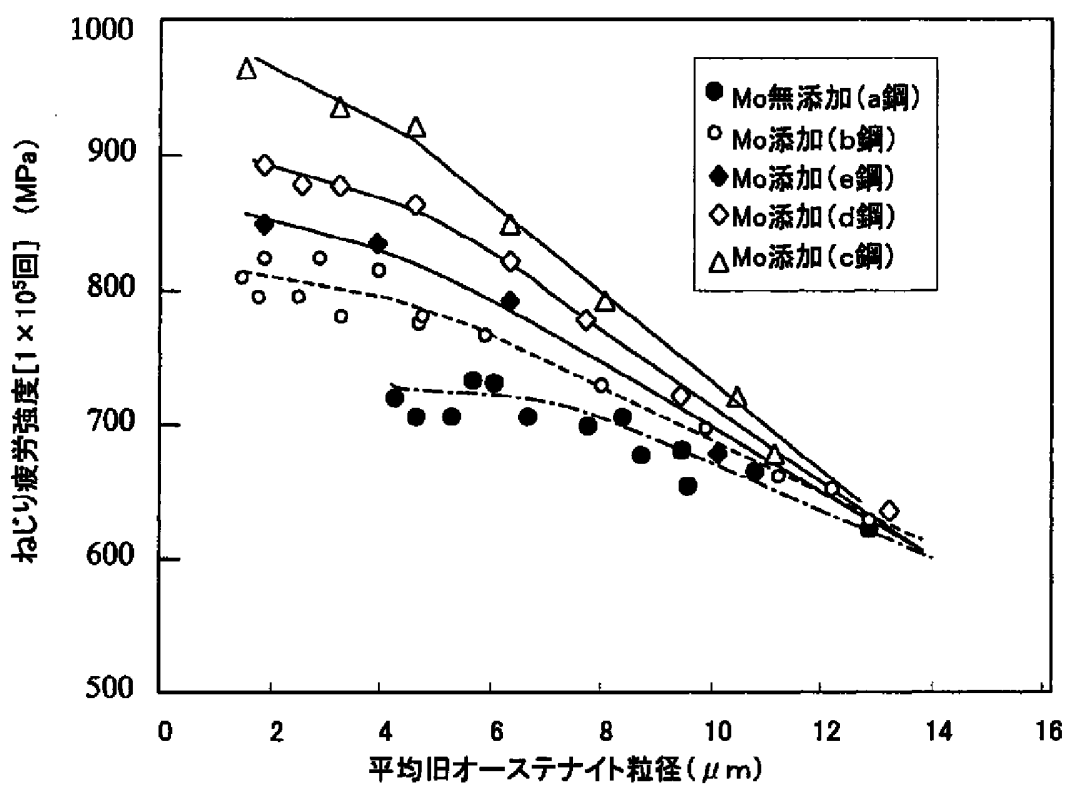
FIG. 2



10nm以下の微細析出(Mo-Ti系)
1 μm^3 当たり2950個の析出物

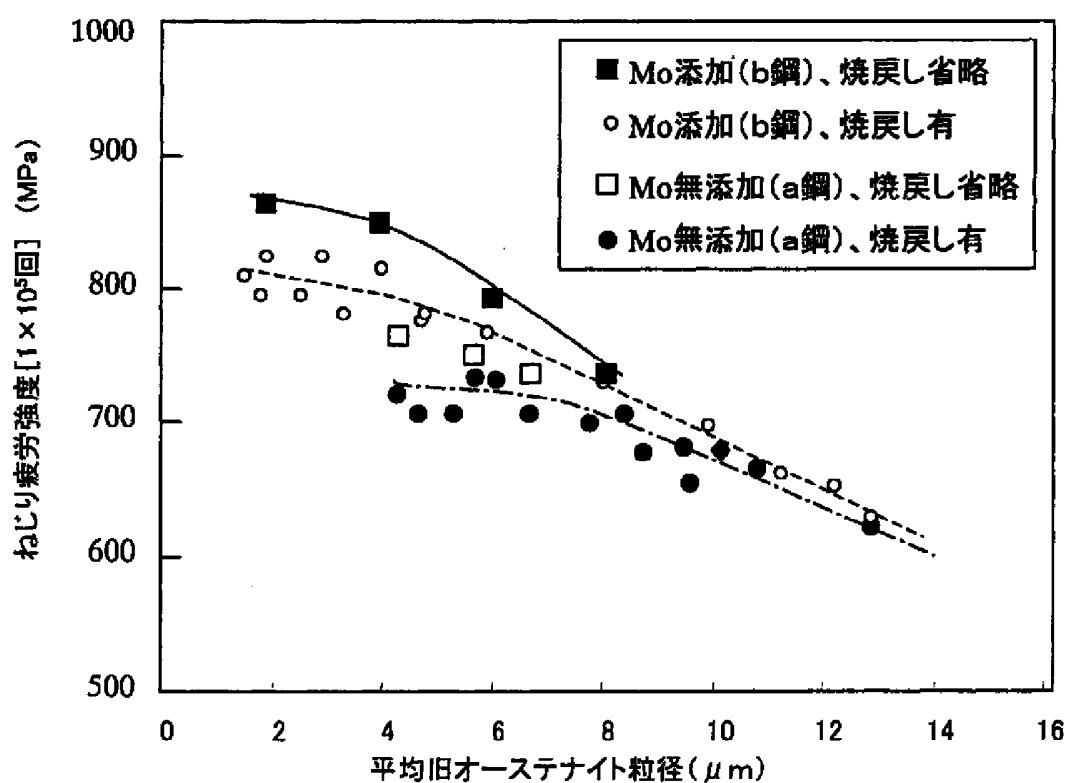
[図3]

FIG. 3



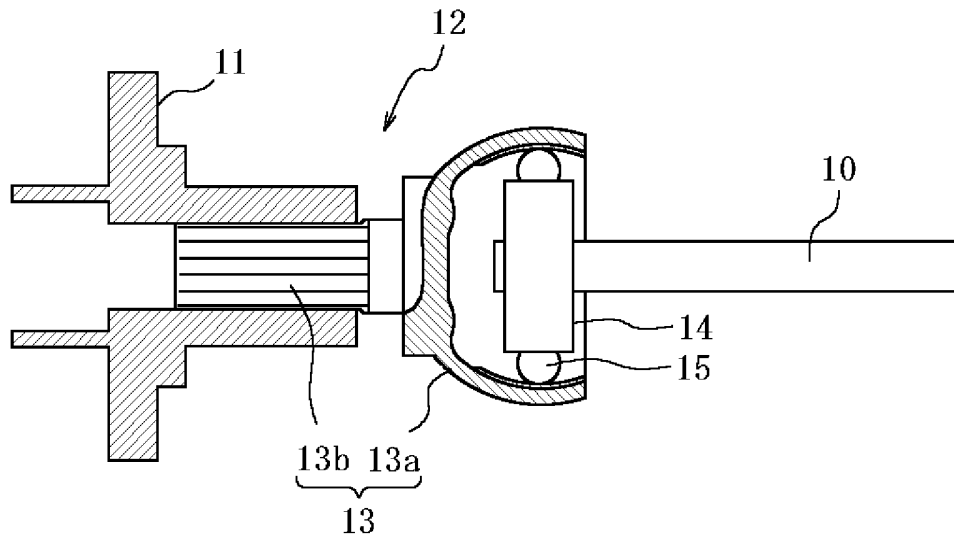
[図4]

FIG. 4



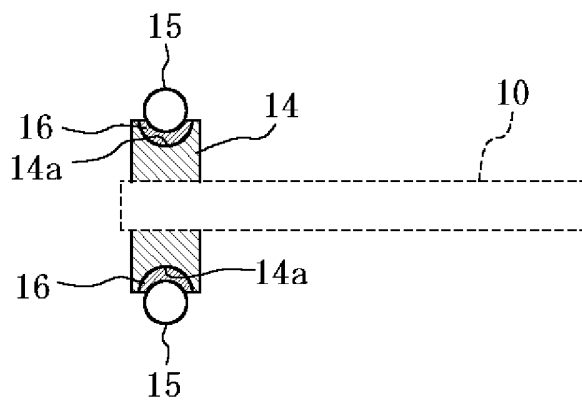
[図5]

FIG. 5



[図6]

FIG. 6



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2005/012397

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00 (2006.01), *C22C38/14* (2006.01), *C22C38/60* (2006.01),
C21D9/28 (2006.01), *C21D6/00* (2006.01)

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

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

Int.Cl.⁷ *C22C38/00-38/60*, *C21D6/00-6/04*, *9/00-9/44*, *9/50*

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	1996-2005
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2005	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2005

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

WPI (DIALOG)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	JP 2004-183065 A (Nippon Steel Corp.), 02 July, 2004 (02.07.04), Claims; table 2 (Family: none)	1-5
P, X	JP 2004-263200 A (JFE Steel Kabushiki Kaisha), 24 September, 2004 (24.09.04), Claims; table 2 (Family: none)	1-9
A	JP 10-195589 A (Nippon Steel Corp.), 28 July, 1998 (28.07.98), (Family: none)	1-19

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
03 October, 2005 (03.10.05)

Date of mailing of the international search report
18 October, 2005 (18.10.05)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2005/012397

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 2002-69577 A (Nippon Steel Corp.), 08 March, 2002 (08.03.02), (Family: none)	1-19
A	JP 11-29836 A (Kawasaki Steel Corp.), 02 February, 1999 (02.02.99), (Family: none)	1-19
A	JP 10-219392 A (Kawasaki Steel Corp.), 18 August, 1998 (18.08.98), (Family: none)	1-19

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))
 Int.Cl.⁷ C22C38/00 (2006.01), C22C38/14 (2006.01), C22C38/60 (2006.01), C21D9/28 (2006.01), C21D6/00 (2006.01)

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.⁷ C22C38/00-38/60, C21D6/00-6/04, 9/00-9/44, 9/50

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 1971-2005年
 日本国実用新案登録公報 1996-2005年
 日本国登録実用新案公報 1994-2005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)
 WPI (DIALOG)

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
X	JP 2004-183065 A (新日本製鐵株式会社) 2004.07.02, 特許請求の範囲, 表2 (ファミリーなし)	1-5
P, X	JP 2004-263200 A (JFEスチール株式会社) 2004.09.24, 特許請求の範囲, 表2 (ファミリーなし)	1-9
A	JP 10-195589 A (新日本製鐵株式会社) 1998.07.28 (ファミリーなし)	1-19

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 03.10.2005	国際調査報告の発送日 18.10.2005
--------------------------	--------------------------

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) 佐藤 陽一 電話番号 03-3581-1101 内線 3435	4K 9731
--	--	---------

C (続き) . 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
A	JP 2002-69577 A (新日本製鐵株式会社) 2002. 03. 08 (ファミリーなし)	1-19
A	JP 11-29836 A (川崎製鐵株式会社) 1999. 02. 02 (ファミリーなし)	1-19
A	JP 10-219392 A (川崎製鐵株式会社) 1998. 08. 18 (ファミリーなし)	1-19