

(19) 日本国特許庁 (JP)

(12) 特 許 公 報 (B2)

(11) 特許番号

特許第4983099号
(P4983099)

(45) 発行日 平成24年7月25日 (2012. 7. 25)

(24) 登録日 平成24年5月11日 (2012. 5. 11)

(51) Int. Cl.	F I
C 2 2 C 38/00 (2006. 01)	C 2 2 C 38/00 3 O 1 Z
C 2 2 C 38/60 (2006. 01)	C 2 2 C 38/60
C 2 1 D 8/06 (2006. 01)	C 2 1 D 8/06 A
C 2 1 D 1/10 (2006. 01)	C 2 1 D 1/10 H
C 2 1 D 9/28 (2006. 01)	C 2 1 D 1/10 J
請求項の数 4 (全 16 頁) 最終頁に続く	

(21) 出願番号	特願2006-152602 (P2006-152602)	(73) 特許権者	000001258
(22) 出願日	平成18年5月31日 (2006. 5. 31)		J F E スチール株式会社
(65) 公開番号	特開2007-321197 (P2007-321197A)		東京都千代田区内幸町二丁目2番3号
(43) 公開日	平成19年12月13日 (2007. 12. 13)	(74) 代理人	100147485
審査請求日	平成21年4月21日 (2009. 4. 21)		弁理士 杉村 憲司
		(74) 代理人	100165951
			弁理士 吉田 憲悟
		(74) 代理人	100072051
			弁理士 杉村 興作
		(74) 代理人	100107227
			弁理士 藤谷 史朗
		(74) 代理人	100114292
			弁理士 来間 清志
		最終頁に続く	

(54) 【発明の名称】 衝撃特性と疲労特性に優れた鋼軸部品とその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項 1】

C : 0.33 ~ 0.55mass%、
 Si : 0.3 ~ 1.1 mass%、
 Mn : 0.2 ~ 2.0 mass%、
 Al : 0.005 ~ 0.25 mass%、
 Ti : 0.005 ~ 0.1 mass%、
 Mo : 0.05 ~ 0.8 mass%、
 B : 0.0003 ~ 0.006 mass%、
 S : 0.06 mass% 以下、
 P : 0.02 mass% 以下および
 Cr : 0.2 mass% 以下

を含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物の成分組成を有し、高周波焼入後の硬化層の表層部における旧オーステナイト結晶粒の平均径 (ds) が15μm以下であり、かつ硬化層と非硬化層との硬さ勾配が下記式 (1) を満足し、さらに前記高周波焼入されていない母材組織がベイナイトおよびマルテンサイトのいずれか一方または両方を有し、該ベイナイトおよびマルテンサイトのいずれか一方または両方の体積率が50vol%以上であることを特徴とする衝撃ねじり特性と疲労特性に優れた鋼軸部品。

記

$$\Delta H_v / \Delta d > 880 (X / R) - 658 \quad \text{--- (1)}$$

ここで、X : JIS G0559に規定される高周波焼入時の有効硬化層深さ (ECD)

R : 硬さ測定部の半径

$\Delta H_v / \Delta d$: JIS G0559に規定される有効硬化層深さ (ECD) に対して
ECD $\pm$ 0.5mmの領域における硬さ勾配

【請求項 2】

請求項 1 において、前記成分組成として、さらに

Cu : 1.0mass% 以下、

Ni : 3.5mass% 以下、

Co : 1.0mass% 以下、

Nb : 0.1mass% 以下および

V : 0.5mass% 以下

10

のうちから選ばれる 1 種または 2 種以上を含有する衝撃ねじり特性と疲労特性に優れた鋼軸部品。

【請求項 3】

C : 0.33 ~ 0.55mass%、

Si : 0.3 ~ 1.1 mass%、

Mn : 0.2 ~ 2.0 mass%、

Al : 0.005 ~ 0.25 mass%、

Ti : 0.005 ~ 0.1 mass%、

Mo : 0.05 ~ 0.8 mass%、

B : 0.0003 ~ 0.006 mass%、

S : 0.06 mass% 以下、

P : 0.02 mass% 以下および

Cr : 0.2 mass% 以下

20

を含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物の組成になる鋼素材に、熱間加工を施し0.3 / s以上の速度で冷却し、必要に応じて冷間加工を施して軸部品形状に加工し、次いで加熱温度800 ~ 1000 および加熱時間5秒以下の条件で高周波焼入れを施したのち、100 ~ 500 / sの速度で冷却することを特徴とする衝撃ねじり特性と疲労特性に優れた鋼軸部品の製造方法。

【請求項 4】

請求項 3 において、前記鋼素材が、さらに

Cu : 1.0mass% 以下、

Ni : 3.5mass% 以下、

Co : 1.0mass% 以下、

Nb : 0.1mass% 以下および

V : 0.5mass% 以下

30

のうちから選ばれる 1 種または 2 種以上を含有する衝撃ねじり特性と疲労特性に優れた鋼軸部品の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

40

【0001】

本発明は、表面に高周波焼入れによる硬化層を備えるドライブシャフトや等速ジョイントなどの鋼軸部品に関するものである。

【背景技術】

【0002】

従来、自動車の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、さらには切削や冷間鍛造などを施して所定の形状に加工した後、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。

50

【0003】

他方、近年の環境問題から、自動車用部品に対する軽量化への要求が強く、これらの観点から、自動車用部品の疲労強度を一層向上することが要求されている。

上述したような疲労強度を向上させる手段として、これまでも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深さを増加させることが考えられる。しかしながら、焼入深さを増加しても、ある深さで疲労強度は飽和する。

【0004】

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を分散させることによって加熱時の旧オーステナイト粒径を微細化する技術が、特許文献1に提案されている。この特許文献1に記載された技術では、高周波焼入れの加熱時に微細なTiCを多量に分散させることにより、旧オーステナイト粒径の微細化を図るものであるから、焼入れ前にTiCを溶体化しておく必要があり、そのために、熱間圧延工程で1100

以上に加熱する工程を採用している。従って、熱間圧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。さらに、特許文献1に開示された技術をもってしても、近年のねじり疲労強度に対する要求には十分に應えることができなかった。

【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までの平均ピッカース硬さHfおよび高周波焼入れ後の軸中心部の平均ピッカース硬さHcで規定されるA値を、炭素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。

【0006】

しかしながら、特許文献2に記載の部品では、焼入れ硬化層の全厚にわたる旧オーステナイト粒径に考慮が払われていないため、やはり、近年のねじり疲労強度に対する要求には十分に應えることができなかった。

【0007】

なお、上記部品の製造プロセスにおいて、省エネルギー化や製造コスト削減の観点から高周波焼入れ後の焼もどしの省略が望まれているが、上記部品において焼もどし処理を省略すると、衝撃的荷重を受けた際に脆性的に破壊し保安部品としての信頼性が得られなくなるため、焼もどし処理が必要であった。すなわち、焼もどし処理を省略すると、自動車の急発進や急停車時に負荷される衝撃的荷重が加わった場合に容易に破損するため、焼もどし処理が行われているのが現状である。

【特許文献1】特開2000 - 154819号公報

【特許文献2】特開平8 - 53714号公報

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0008】

本発明は、上記の現状に鑑み開発されたものであり、高周波焼入れ後に焼もどし処理を行うことなく、従来よりも疲労強度を一層向上させた高周波焼入れ軸部品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】

【0009】

さて、発明者らは、前述したような疲労強度を効果的に向上し、かつ高周波焼入れ後の衝撃ねじり特性を向上させるべく鋭意検討を行った。その結果、以下に述べるように、鋼の化学組成、組織、焼入れ後の旧オーステナイト粒径および硬度分布を最適化すること、また製造に当っては焼入れ条件を最適化すること、により高周波焼入れ後の焼もどし処理を必要とすることなく、優れたねじり疲労特性並びに衝撃ねじり特性が得られるとの以下

10

20

30

40

50

の知見を得た。

【0010】

(i) 適正な化学組成に調整した鋼に、焼入れを施し、焼入れ硬化層表層部の旧オーステナイト粒径を15 μ m以下とすることによって、ねじり疲労強度が顕著に向上する。

【0011】

(ii) 衝撃ねじり特性には、高周波焼入れ硬化層と非焼入部との間の遷移領域における、硬さ勾配が大きく影響しており、これを適正に制御することによって、焼もどし処理を省略しても高周波焼入れ後の衝撃ねじり特性が向上する。

【0012】

(iii) この勾配を得るためには、高周波焼入れ前の組織、すなわち母材組織の制御が非常に重要である。すなわち、ベイナイト組織およびマルテンサイト組織を有し、かつこれらベイナイト組織とマルテンサイト組織との合計の組織分率を体積率(vol%)で50%以上とする必要がある。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、フェライトおよび炭化物界面の面積が増加し、高周波加熱のような非常に昇温速度が速い場合においても、オーステナイト化しやすくなる。これにより従来のフェライト・パーライト組織の場合には、高周波加熱の影響を受けなかった領域まで硬度が上昇するため、結果として遷移域が拡大し硬さ勾配が増大する。

また、この効果を得るためには高周波加熱後の冷却速度が非常に重要であり、冷却速度を100~500 の範囲に制御する必要がある。この冷却速度が100 /s未満では、冷却中に γ 粒の成長が起こり疲労強度が低下し、一方500 /sを超えると、冷却速度が速すぎて所期した硬さ条件を満足することができなくなる。

【0013】

(iv) 上記したように、化学組成および組織を調整した鋼材を使用し、高周波焼入れ条件(加熱速度、加熱温度、時間および焼入れ回数)を適正に制御することにより、硬化層粒径が微細化し、粒界強度が向上する。具体的には、加熱温度:800~1000 、より好ましくは800~950 で、加熱時間:5秒以下とすることにより硬化層表層部の粒径を12 μ m以下とすることが可能となる。特に、Mo添加鋼に対して、加熱温度:800~1000 、より好ましくは800~950 に制御して高周波焼入れを行うことにより、一層微細な結晶粒径が得られる。さらに、上記条件での焼入れ処理回数を2回以上繰り返すことにより、1回の焼入れに比べてさらに微細な硬化層粒径が得られる。

【0014】

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、次の通りである。

(A) C:0.33~0.55mass%、

Si:0.3~1.1 mass%、

Mn:0.2~2.0 mass%、

Al:0.005~0.25 mass%、

Ti:0.005~0.1 mass%、

Mo:0.05~0.8 mass%、

B:0.0003~0.006 mass%、

S:0.06 mass%以下、

P:0.02 mass%以下および

Cr:0.2 mass%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有し、高周波焼入れ後の硬化層の表層部における旧オーステナイト結晶粒の平均径(d_s)が15 μ m以下であり、かつ硬化層と非硬化層との硬さ勾配が下記式(1)を満足し、さらに前記高周波焼入れされていない母材組織がベイナイトおよびマルテンサイトのいずれか一方または両方を有し、該ベイナイトおよびマルテンサイトのいずれか一方または両方の体積率が50vol%以上であることを特徴とする衝撃ねじり特性と疲労特性に優れた鋼軸部品。

記

$$\Delta H_v / \Delta d > 880 (X / R) - 658 \quad \text{--- (1)}$$

ここで、X : JIS G0559に規定される高周波焼入時の有効硬化層深さ (ECD)

R : 硬さ測定部の半径

$\Delta H_v / \Delta d$: JIS G0559に規定される有効硬化層深さ (ECD) に対して

ECD $\pm$ 0.5mmの領域における硬さ勾配

【0015】

(B) 前記(A)において、前記成分組成として、さらに

Cu : 1.0mass% 以下、

Ni : 3.5mass% 以下、

Co : 1.0mass% 以下、

Nb : 0.1mass% 以下および

V : 0.5mass% 以下

のうちから選ばれる1種または2種以上を含有する衝撃ねじり特性と疲労特性に優れた鋼軸部品。

【0016】

(C) C : 0.33 ~ 0.55mass%、

Si : 0.3 ~ 1.1 mass%、

Mn : 0.2 ~ 2.0 mass%、

Al : 0.005 ~ 0.25 mass%、

Ti : 0.005 ~ 0.1 mass%、

Mo : 0.05 ~ 0.8 mass%、

B : 0.0003 ~ 0.006 mass%、

S : 0.06 mass% 以下、

P : 0.02 mass% 以下および

Cr : 0.2 mass% 以下

を含有し、残部はFeおよび不可避免の不純物の組成になる鋼素材に、熱間加工を施し0.3 / s以上の速度で冷却し、必要に応じて冷間加工を施して軸部品形状に加工し、次いで加熱

温度800 ~ 1000 および加熱時間5秒以下の条件で高周波焼入れを施したのち、100 ~ 500

/ sの速度で冷却することを特徴とする衝撃ねじり特性と疲労特性に優れた鋼軸部品の製造方法。

【0017】

(d) 前記(C)において、前記鋼素材が、さらに

Cu : 1.0mass% 以下、

Ni : 3.5mass% 以下、

Co : 1.0mass% 以下、

Nb : 0.1mass% 以下および

V : 0.5mass% 以下

のうちから選ばれる1種または2種以上を含有する衝撃ねじり特性と疲労特性に優れた鋼軸部品の製造方法。

【発明の効果】

【0018】

本発明によれば、高周波焼入後のねじり疲労特性に優れ、かつ衝撃ねじり特性にも優れた鋼軸部品を、焼もどし処理を用いることなしに得ることができる。

【発明を実施するための最良の形態】

【0019】

以下、本発明を具体的に説明する。

まず、本発明において、鋼軸部品および鋼素材の成分組成を上記の範囲に限定した理由について説明する。

C : 0.33 ~ 0.55mass%

10

20

30

40

50

Cは、焼入れ性への影響が最も大きい元素であり、焼入れ硬化層の硬さを高くかつ深さを深めることから、疲労強度の向上に有効に寄与する。しかしながら、含有量が0.33mass%に満たないと、必要とされる疲労強度を確保できなくなるため、0.33mass%以上で含有させる。一方、0.55mass%を超えて含有させると、却って疲労強度および衝撃ねじり特性を低下させる。このため、C量は0.33～0.55mass%の範囲に限定した。好ましくは0.4～0.5mass%の範囲である。

【0020】

Si：0.3～1.1mass%

Siは、焼入れ加熱時にオーステナイトの核生成サイト数を増加させるとともに、オーステナイトの粒成長を抑制し、焼入れ硬化層の粒径を微細化する作用を有する。また、炭化物生成を抑制し、炭化物による粒界強度の低下を抑制する。さらに、ベイナイト組織の生成にも有用な元素であり、これらのことにより衝撃ねじり特性と疲労強度を向上させる。

このようにSiは、本発明において非常に重要な元素であり、0.3mass%以上の含有を必須とする。Si量が0.3mass%に満たないと、製造条件および焼入れ条件をいかに調整しても硬化層の旧オーステナイト粒径が15 μ m以下の微細粒とすることができないからである。一方、1.1mass%を超えると、フェライトの固溶強化により硬さが上昇し、切削性および冷間鍛造性の低下を招く。したがって、Siは0.3～1.1mass%の範囲に限定した。好ましくは、0.4～1.0mass%の範囲である。

【0021】

Mn：0.2～2.0mass%

Mnは、焼入れ性を向上させ、焼入れ時の硬化層深さを確保する上で不可欠の成分であるため積極的に添加するが、含有量が0.2mass%未満ではその効果に乏しいため、0.2mass%以上とした。一方、2.0mass%を超えると、焼入れ後の残留オーステナイトが増加し、却って表面硬度が低下し、ひいては疲労強度の低下を招くため、Mnは2.0mass%以下とした。好ましくは、0.4～1.0mass%の範囲である。

【0022】

Al：0.005～0.25mass%

Alは、脱酸に有効な元素である。また、焼入れ加熱時におけるオーステナイト粒成長を抑制することによって、焼入れ硬化層の粒径を微細化する上でも有用な元素である。しかしながら、含有量が0.005mass%に満たないとその添加効果が乏しく、一方0.25mass%を超えて含有させてもその効果は飽和し、むしろ成分コストの上昇を招くため、Alは0.25mass%以下に制限した。好ましくは、0.005～0.15mass%、より好ましくは、0.010～0.050mass%の範囲である。

【0023】

Ti：0.005～0.1mass%

Tiは、不可避的不純物として混入するNと結合することによって、BがBNとなってBの焼入れ性向上効果が消失するのを防止し、Bの焼入れ性向上効果を十分に発揮させる作用を有する。この効果を得るためには、少なくとも0.005mass%の含有を必要とするが、0.1mass%を超えて含有させると、TiNが多量に形成される結果、これが疲労破壊の起点となって疲労強度の著しい低下を招くため、Tiは0.005～0.1mass%の範囲に限定した。好ましくは0.01～0.07mass%の範囲である。さらに、Nを確実に固定してBによる焼入れ性向上により、ベイナイトとマルテンサイト組織を得る観点からは、 $Ti(\text{mass}\%) / N(\text{mass}\%) \geq 3.42$ を満足させると好適である。

【0024】

Mo：0.05～0.8mass%

Moはベイナイト組織の生成を促進することにより、焼入れ加熱時のオーステナイト粒径を微細化し、焼入れ硬化層の粒径を微細化する作用がある。また、焼入れ加熱時におけるオーステナイトの粒成長を抑制することにより、焼入れ硬化層の粒径を微細化する作用がある。特に、この効果は、高周波焼入れ時の加熱温度を800～1000より好ましくは800～950とすることにより一層顕著となる。さらに、焼入れ性の向上に有効な元素であるため、焼

10

20

30

40

50

入性を調整するために用いられる。加えて、Moは炭化物の生成を抑制し、炭化物による粒界強度の低下を有効に阻止する元素である。

このようにMoは、本発明において非常に重要な元素であり、含有量が0.05mass%に満たないと、製造条件や焼入れ条件をいかように調整しても硬化層表面の旧オーステナイト粒径が15 μ m以下の微細粒とすることができない。しかしながら、0.8mass%を超えて含有させると、圧延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は0.05~0.8mass%の範囲に限定した。好ましくは0.1~0.6mass%の範囲である。

【0025】

B : 0.0003~0.006mass%

Bは、ベイナイト組織あるいはマルテンサイトの組織の生成を促進する効果を有する。また、Bは微量の添加によって焼入れ性を向上させ、焼入れ時の焼入れ深さを深めることにより、ねじり疲労強度を向上させる効果もある。さらに、Bは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、粒界強度を高めて疲労強度を向上させる作用がある。

10

このため、本発明では、Bを積極的に添加するが、含有量が0.0003mass%に満たないとその添加効果に乏しく、一方0.006mass%を超えて含有させると、その効果は飽和し、むしろ成分コストの上昇を招くため、Bは0.0003~0.006mass%の範囲に限定した。

【0026】

S : 0.06mass%以下

Sは、鋼中でMnSを形成し、切削性を向上させる元素であり、好ましくは0.003mass%以上で添加するが、0.06mass%を超えて含有させると、粒界に偏析して粒界強度を低下させるため、Sは0.06mass%以下に制限した。好ましくは、0.04mass%以下である。

20

【0027】

P : 0.02mass%以下

Pは、オーステナイトの粒界に偏析し、粒界強度を低下させることにより疲労強度を低下させる。また、焼割れを助長する弊害もある。したがって、Pの含有は極力低減することが望ましいが、0.02mass%までは許容される。

【0028】

Cr : 0.2mass%以下

Crは、炭化物を安定化させ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。したがって、Crの含有は極力低減することが望ましいが、0.2mass%までは許容できる。好ましくは0.05mass%以下である。

30

【0029】

以上、基本成分について説明したが、本発明ではその他にも、以下に述べる元素を適宜含有させることができる。

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。さらに、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。そのためには、0.01mass%以上は添加することが好ましい。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%以下で添加することが好ましい。より好ましくは、0.5mass%以下である。

40

【0030】

Ni : 3.5mass%以下

Niは、焼入れ性を向上させる元素であるため、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、鋼材の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%以上で含有させることが望ましい。より好ましくは、0.1~1.0mass%である。

50

【 0 0 3 1 】

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、強度および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があり、1.0mass %を超えて添加すると、鋼材のコストが上昇するため、1.0mass %以下の添加とする。なお、0.01mass %以上添加することが望ましい。より好ましくは、0.02 ~ 0.5mass %とする。

【 0 0 3 2 】

Nb : 0.1mass %

Nbは、焼入れ性の向上効果があるだけでなく、鋼中でCおよびNと結合して析出強化元素として作用する。しかしながら、0.1mass %を超えて含有させてもその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、析出強化の作用が小さいため、0.005mass %以上添加することが望ましい。より好ましくは、0.01 ~ 0.05mass %である。

10

【 0 0 3 3 】

V : 0.5mass % 以下

Vは、鋼中でCおよびNと結合し、析出強化元素として作用し、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ことから、0.01mass %以上で添加することが望ましい。より好ましくは、0.03 ~ 0.3mass %である。

【 0 0 3 4 】

20

以上、好適成分範囲について説明したが、本発明では成分組成を上記の範囲に限定するだけでは不十分であり、焼入れ部 - 非焼入れ部間に生成する遷移領域の硬さ勾配が重要となる。

ここに、表 1 に示す成分範囲の鋼を用いて製造した、シャフト形状を有する部品に、加熱温度800 ~ 1200 、保持時間 1 ~ 5 s、冷却速度100 ~ 500 / s の種々の条件で高周波焼入れを行い、得られた各部品に衝撃荷重を付与した場合の脆性破壊挙動を調査した。すなわち、シャフト形状部品の一端を固定し、他端にシャフト軸の回転方向に歪速度5/sの衝撃荷重を付与した。このときの破面を走査型電子顕微鏡により観察し、破壊形態を調査した。この方法に従って脆性破壊挙動を調査した結果について、 $\Delta Hv / \Delta d$ と X / R との関係において整理して図 1 に示す。なお、 $\Delta Hv / \Delta d$ は、JIS G0559に規定される有効硬化層深さ (ECD) に対して $ECD \pm 0.5mm$ の領域における硬さ勾配である。X は JIS G0559に規定される高周波焼入れ時の有効硬化層深さ (ECD) および R は硬さ測定部の半径 (mm) である。

30

【 0 0 3 5 】

【表 1】

(mass%)										
C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	Ti	B	
0.2	0.05	0.1	0.004	0.006	0.002	0.01	0.01	0.001	0.0002	
~	~	~	~	~	~	~	~	~	~	
0.7	1.5	2.5	0.05	0.1	0.25	0.5	1.0	0.2	0.0080	

表1

【0036】

図1から明らかにように、衝撃破壊が起こる領域と起こらない領域に関して、X/Rと硬さ勾配 ($\Delta H_v / \Delta d$) との間には明瞭な関係が存在する。すなわち、破壊の延性と脆性の境界線よりも $\Delta H_v / \Delta d$ が大きな値を示す場合には、衝撃特性に優れることがわかる。したがって、遷移域の勾配を下記式 (1) の範囲に制御することで焼もどしを省略しても衝撃特性を向上させることができるのである。

記

$$\Delta H_v / \Delta d > 880 (X / R) - 658 \quad \text{--- (1)}$$

【0037】

上記式 (1) に従う勾配を得るためには、高周波焼入れ前の組織、すなわち母材組織の制御が非常に重要である。すなわち、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、かつこれらベイナイト組織とマルテンサイト組織の合計の組織分率を体積率 (vol %) で50%以上とする必要がある。この理由は、ベイナイト組織あるいはマルテンサイ

10

20

30

40

50

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、その組織分率が50 vol %以上になれば、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、高周波加熱のような非常に昇温速度が速い場合においてもオーステナイト化しやすくなる。これにより、従来のフェライト・パーライト組織の場合には高周波加熱の影響を受けなかった領域まで硬度が上昇するため、結果として遷移域が拡大し硬さ勾配が増大する。

【0038】

さらに、この効果を得るためには、高周波加熱後の冷却速度が非常に重要であり、冷却速度を100~500 /sに制御する必要がある。冷却速度が100 /s未満では冷却中にオーステナイト粒の成長が起こり疲労強度を低下し、一方500 /sを超えると、冷却速度

10

【0039】

また、本発明では、高周波焼入れ後の硬化層の旧オーステナイト粒径の調整も重要である。すなわち、高周波焼入れ後の硬化層に関し、その表層部の旧オーステナイト粒径を15 μm 以下とする必要がある。というのは、焼入れ硬化層の粒径が15 μm を超えると、十分な粒界強度が得られず満足いくほどの疲労強度の向上が望めないからである。なお、好ましくは12 μm 以下である。

【0040】

ここで、焼入れ硬化層の表層部の旧オーステナイト粒径の測定は、次のようにして行う。

20

高周波焼入れ後の本発明の鋼材では、高周波焼入れした部分の鋼材最表層は面積率で100%のマルテンサイト組織を有する。表面から内部にいくに従い、ある深さまでは100%マルテンサイト組織の領域が続くが、ある深さから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、高周波焼入れした部分について鋼材表面からマルテンサイト組織の面積率が95%に減少するまでの深さ領域の1/3を硬化層表面と定義する。

【0041】

そして、この硬化層表面について、表面から硬化層1/3までの領域をさらに5分割し、1/5位置、2/5位置、3/5位置、4/5位置および5/5位置それぞれの位置における平均旧オーステナイト粒径を測定し、いずれの平均旧オーステナイト粒径も15 μm 以下である場合に、焼入れ硬化層表層部の旧オーステナイト粒径が15 μm 以下であるとする。

30

なお、平均旧オーステナイト粒径の測定は、光学顕微鏡により400倍~1000倍で各位置5視野観察し、画像解析装置により平均粒径を測定することに行う。

【0042】

次に、本発明の軸鋼部品の製造条件について説明する。

すなわち、所定の成分組成に調整した鋼材を、棒鋼圧延または熱間鍛造後、必要に応じて冷間圧延、冷間鍛造または切削加工を施した後、高周波焼入れ処理を施して製品とする。

【0043】

本発明では、母材組織を、上述した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、かつこれらベイナイト組織とマルテンサイト組織の合計組織分率が50vol %以上とするために、圧延・鍛造等の熱間加工により所定の形状に加工したのち、高周波焼入れを施す前に、0.3 /s以上の速度で冷却する必要がある。というのは、冷却速度が0.3 /s未満の場合はベイナイトあるいはマルテンサイト組織が得られがなくなり、これら組織の合計の組織分率が50vol %に達しない場合が生じるからである。

40

【0044】

なお、熱間加工は900~1150 の温度範囲で行うことが好ましい。すなわち、900 以下では必要なベイナイト組織および/またはマルテンサイト組織が得られず、一方1150 を超えると加熱コストが大きくなるため、経済的に不利となるからである。

【0045】

次に、本発明では、上述した硬化層を得るために高周波焼入れ処理を施すが、この高周

50

波焼入れにおける加熱温度範囲は800～1000 とする必要がある。というのは、加熱温度が800 未満の場合には、オーステナイト組織の生成が不十分となり、上述した硬化層組織の生成も不十分となる結果、十分な疲労強度を確保することができず、一方加熱温度が1000 を超えると、オーステナイト粒の成長が促進されて粗大化し、硬化層の粒径が粗大となるため、やはり疲労強度の低下を招くからである。より好ましい加熱温度は、800～950 である。

なお、上記の効果は、Moを本発明の範囲で含有させた鋼において、より顕著に発現する。

【0046】

上述した高周波焼入れを複数回繰り返す場合には、少なくとも最終の高周波焼入れを加熱温度800～1000 として行えばよい。かように、2回以上の繰り返し焼入れを行うことによって、1回焼入れに比べてさらに微細な硬化層粒径を得ることができる。

【0047】

また、本発明における高周波焼入れは、上記加熱温度範囲における加熱時間を5秒以下とすることが望ましい。というのは、加熱時間を5秒以下とした場合は同5秒を超える場合と比較して、オーステナイトの粒成長をさらに抑制することができ、非常に微細な硬化層粒径を得ることができるからである。より好ましい加熱時間は、3秒以下である。

さらに、高周波焼入れ時の加熱速度は、オーステナイト域での結晶粒成長抑制の観点から200 /s以上とすることが好ましい。より好ましくは、500 /s以上である。

【0048】

最後に、高周波加熱後の冷却速度が非常に重要であるのは上述のとおりであり、冷却速度を100～500 /sに制御する必要がある。

【実施例】

【0049】

表2に示す成分組成になる鋼素材を、転炉により溶製し、連続鋳造により鋳片とした。鋳片サイズは300×400mmであった。この鋳片を、ブレークダウン工程を経てから150mm角ピレットに圧延した後、24～60mmφの棒鋼に圧延した。圧延の仕上がり温度はベイナイトあるいはマルテンサイト組織生成の観点から好適な温度として900 超とした。

【0050】

ついで、この棒鋼から、平行部20mmφ、応力集中係数 $\alpha = 1.5$ の切欠を有するねじり試験片を作製し、このねじり試験片に周波数15kHzの高周波焼入れ装置を用いて加熱速度600 /sとして、表3に示す加熱温度、保持時間および冷却速度での焼入れを行ってから、ねじり疲労試験に供した。

【0051】

ねじり疲労試験は、最大トルク4900N・mのねじり疲労試験機を用いて、両振りで応力条件を変えて行い、 1×10^5 回の寿命となる応力を疲労強度として評価した。

得られた評価結果を、表3に併記する。

【0052】

また、同じ条件で作製したねじり試験片について、鋼材の母材組織、焼入れ後の硬化層表層部の平均旧オーステナイト粒径を光学顕微鏡を用いて測定し、荷重100gで表面からの硬さ分布を測定した。なお、硬化層表層部の粒径測定は、硬化層の厚さ方向に切断した断面について、水：500gに対してピクリン酸：50gを溶解させたピクリン酸水溶液に、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および臭酸：1.5gを添加したものを腐食液として作用させ、旧オーステナイト粒界を現出させて行った。また、高周波焼入れを複数回実施したものについては、最終焼入れ後の平均旧オーステナイト粒径を測定した。

【0053】

さらに、表層部からの硬さ分布を測定し、JIS G0559に示す方法に従って有効硬化層深さ(ECD)を測定し、 $ECD \pm 0.5\text{mm}$ の領域において硬さ勾配($\Delta Hv / \Delta d$)を導出した。

【0054】

表3から明らかなように、本発明で規定した成分組成範囲を満足し、かつ本発明の組織条件および硬さ勾配を満足するNo. 1、No. 2、No. 4、No. 6～14はいずれも753MPa以上のねじり疲労強度と良好な衝撃ねじり特性を示した。

なお、No. 3は、冷却速度が500 /sを超える場合で、硬さ勾配が小さいため衝撃ねじり特性が悪く、ねじり疲労強度が低い。No. 5は高周波焼入れ温度が高く、硬化層の粒径が粗大化した場合であり、衝撃ねじり特性とねじり疲労特性に劣っている。No. 15はC量が低く、非焼入れ部のベイナイト分率が50vol%未満となり、ねじり疲労特性に劣っている。

【0055】

No. 16はC量が高く、ねじり特性と衝撃ねじり特性に劣る。No. 17はSi量が低いため、硬化層の結晶粒径が粗大で衝撃ねじり特性とねじり疲労特性に劣っている。No. 18はMnが高く残留オーステナイトが高くなり、ねじり疲労特性と衝撃ねじり特性に劣っている。No. 19はP量が高く、ねじり疲労特性と衝撃ねじり特性に劣っている。No. 20はS量が高く、衝撃ねじり特性とねじり疲労特性に劣っている。No. 21はCr量が高く、高周波加熱時の炭化物の固溶が不十分となり、疲労強度が低下した。No. 22はMo量が低く、結晶粒が粗大化し、ねじり疲労特性と衝撃ねじり特性に劣っている。No. 23はTi量が高く、TiNが多くなりすぎてねじり疲労特性と衝撃ねじり特性に劣っている。No. 24はB量が不足し、焼入れ性が不足し十分な硬さが得られず、ねじり疲労特性に劣っている。

【0056】

【表 2】

鋼記号	成分組成 (mass%)																備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	Ti	B	N	Cu	Ni	Co	Nb	V	
A	0.41	0.43	0.71	0.012	0.014	0.035	0.04	0.42	0.022	0.0023	0.0045	0	0	0	0	0	適合鋼
B	0.36	0.32	1.84	0.013	0.021	0.021	0.07	0.55	0.032	0.0018	0.0053	0	0	0	0	0	適合鋼
C	0.54	0.98	0.33	0.015	0.016	0.042	0.12	0.14	0.043	0.0034	0.0039	0	0	0	0	0	適合鋼
D	0.44	0.56	1.22	0.008	0.043	0.083	0.19	0.06	0.067	0.0009	0.0055	0.3	0.4	0	0	0	適合鋼
E	0.45	0.64	0.88	0.017	0.021	0.024	0.03	0.19	0.024	0.0012	0.0042	0	0	0.21	0.036	0.15	適合鋼
F	0.42	0.55	0.56	0.013	0.009	0.013	0.02	0.27	0.033	0.0024	0.0049	0	0	0	0.042	0	適合鋼
G	0.43	0.49	0.43	0.013	0.016	0.026	0.06	0.33	0.053	0.0017	0.0054	0	0	0	0	0.22	適合鋼
H	0.32	0.44	0.69	0.015	0.014	0.033	0.05	0.41	0.032	0.0021	0.0042	0	0	0	0	0	比較鋼
I	0.61	0.43	0.70	0.013	0.014	0.029	0.03	0.42	0.033	0.0022	0.0045	0	0	0	0	0	比較鋼
J	0.42	0.24	0.68	0.012	0.013	0.034	0.03	0.41	0.019	0.0022	0.0043	0	0	0	0	0	比較鋼
K	0.44	0.63	2.11	0.014	0.017	0.024	0.02	0.23	0.018	0.0014	0.0048	0	0	0	0	0	比較鋼
L	0.51	0.53	0.61	0.029	0.016	0.022	0.03	0.32	0.023	0.0021	0.0044	0	0	0	0	0	比較鋼
M	0.48	0.52	0.88	0.019	0.073	0.033	0.04	0.33	0.022	0.0022	0.0045	0	0	0	0	0	比較鋼
N	0.39	0.49	0.78	0.012	0.015	0.036	0.33	0.38	0.024	0.0022	0.0044	0	0	0	0	0	比較鋼
O	0.40	0.44	0.82	0.014	0.022	0.029	0.04	0.03	0.022	0.0021	0.0047	0	0	0	0	0	比較鋼
P	0.41	0.43	0.72	0.011	0.024	0.028	0.05	0.35	0.12	0.0023	0.0104	0	0	0	0	0	比較鋼
Q	0.42	0.51	0.82	0.013	0.018	0.022	0.03	0.43	0.032	0.0002	0.0054	0	0	0	0	0	比較鋼

表2

【表 3】

表3

No.	鋼記号	ベイナイト 分率(Vol.%)	マルテンサイト 分率(Vol.%)	高周波加熱 温度(°C)	保持時間 (s)	冷却速度 (°C/s)	焼入 回数	硬化層 表面硬さ	硬化層 粒径(μm)	有効硬化層 深さ×mm	X/R	880(X/R) -658	ΔHv/Δd	衝撃ねじり 試験結果	ねじり疲労強度 [1×10 ⁵](MPa)	備考
1	A	72	0	900	2	400	1	672	10	5.2	0.47	-242	-202	○	796	本発明
2		72	0	950	2	410	2	678	6	4.2	0.38	-322	-282	○	783	本発明
3		72	0	1000	2	550	1	687	12	4.9	0.45	-266	-320	×	692	比較例
4		72	0	1000	5	250	1	685	12	7.2	0.65	-82	-40	○	788	本発明
5		42	0	1100	2	400	1	668	21	4.9	0.45	-266	-320	×	712	比較例
6	B	54	0	850	1	150	1	632	10	6.3	0.57	-154	-110	○	771	本発明
7		54	0	970	2	200	3	675	9	5.8	0.53	-194	-150	○	802	本発明
8		54	0	850	3	300	1	668	3	4.7	0.43	-282	-238	○	782	本発明
9	C	88	0	900	2	300	1	768	8	5.8	0.53	-194	-139	○	940	本発明
10		12	88	900	2	300	1	790	6	6.7	0.61	-122	-67	○	957	本発明
11	D	78	0	920	2	350	1	694	8	3.7	0.34	-362	-309	○	786	本発明
12	E	82	0	920	2	380	1	708	7	3.9	0.35	-346	-296	○	815	本発明
13	F	79	0	850	2	400	1	682	6	3.1	0.28	-410	-366	○	753	本発明
14	G	76	0	910	2	390	1	690	6	4.3	0.39	-314	-269	○	804	本発明
15	H	48	0	940	2	400	1	586	11	5.1	0.46	-250	-278	○	635	比較例
16	I	25	60	950	2	400	1	810	12	6.2	0.56	-162	-183	×	689	比較例
17	J	70	0	950	2	400	1	680	24	5.7	0.52	-202	-230	×	648	比較例
18	K	65	0	950	1	150	1	702	13	5.1	0.46	-250	-265	×	671	比較例
19	L	70	0	920	2	350	1	750	11	5.4	0.49	-226	-270	×	703	比較例
20	M	68	0	930	2	340	1	729	12	3.9	0.35	-346	-364	×	676	比較例
21	N	74	0	930	2	400	1	655	14	4.1	0.37	-330	-345	×	657	比較例
22	O	58	0	1000	2	350	1	647	24	4.2	0.38	-322	-355	×	591	比較例
23	P	70	0	960	2	350	1	656	11	5.3	0.48	-234	-238	×	541	比較例
24	Q	42	0	950	2	350	1	665	14	4.9	0.45	-266	-301	×	547	比較例

【図面の簡単な説明】

10

20

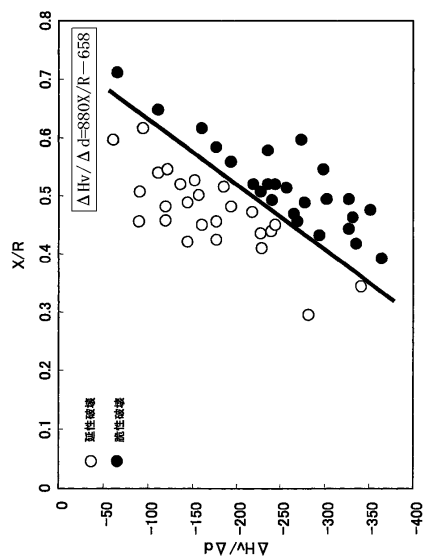
30

40

50

【図 1】脆性破壊挙動の調査結果を示す図である。

【圖 1】



フロントページの続き

(51)Int.Cl. F I
C 2 1 D 9/28 A

(72)発明者 長谷 和邦
東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社内
(72)発明者 木村 秀途
東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社内
(72)発明者 豊岡 高明
東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社内

審査官 相澤 啓祐

(56)参考文献 特開2005-194614(JP,A)
特開平08-053714(JP,A)
特開2005-060718(JP,A)
特開2005-048211(JP,A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)
C 2 2 C 38/00 - 38/60
C 2 1 D 9/00 - 9/44, 9/50