

(19)日本国特許庁(JP)

(12)特許公報(B2)

(11)特許番号
特許第7140274号
(P7140274)

(45)発行日 令和4年9月21日(2022.9.21)

(24)登録日 令和4年9月12日(2022.9.12)

(51)国際特許分類	F I	
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00	3 0 1 Z
C 2 2 C 38/60 (2006.01)	C 2 2 C 38/60	
F 1 6 C 3/08 (2006.01)	F 1 6 C 3/08	
C 2 1 D 9/30 (2006.01)	C 2 1 D 9/30	A
C 2 1 D 8/06 (2006.01)	C 2 1 D 8/06	A
請求項の数 3 (全22頁)		

(21)出願番号	特願2021-513694(P2021-513694)	(73)特許権者	000006655 日本製鉄株式会社 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号
(86)(22)出願日	令和2年4月9日(2020.4.9)	(74)代理人	110001553 アセンド特許業務法人
(86)国際出願番号	PCT/JP2020/015917	(72)発明者	西原 基成 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内
(87)国際公開番号	WO2020/209320	(72)発明者	多比良 裕章 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内
(87)国際公開日	令和2年10月15日(2020.10.15)	(72)発明者	末安 遥子 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内
審査請求日	令和3年9月13日(2021.9.13)	審査官	守安 太郎
(31)優先権主張番号	特願2019-74788(P2019-74788)		
(32)優先日	平成31年4月10日(2019.4.10)		
(33)優先権主張国・地域又は機関	日本国(JP)		

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 鋼軸部品

(57)【特許請求の範囲】

【請求項1】

鋼軸部品であって、

軸方向に垂直な断面が円形状であり、ビッカース硬さが620HV以上の硬化層を表層に有する1又は複数の軸部を備え、

前記鋼軸部品の化学組成は、質量%で、

- C : 0.40 ~ 0.60 %、
- Si : 0.05 ~ 1.00 %、
- Mn : 1.00 ~ 2.00 %、
- P : 0.030 %以下、
- S : 0.005 ~ 0.100 %、
- Cr : 0.10 ~ 0.50 %、
- V : 0.10 ~ 0.30 %、
- Al : 0.005 ~ 0.050 %、
- N : 0.0050 ~ 0.0200 %、
- Ti : 0 ~ 0.050 %、及び、

残部：Fe及び不純物からなり、

前記軸部の表面のビッカース硬さHsが620HV以上であり、

前記軸部の軸方向に垂直な断面において、前記軸部の半径Rの中心位置に相当するR/2位置でのビッカース硬さHbが式(1)を満たし、

前記 R / 2 位置でのミクロ組織がフェライト及びパーライトからなり、
 ビッカース硬さが 620 HV 以上の前記硬化層の深さ Hr (mm) が式 (2) を満たし、
 前記軸部の軸方向に垂直な断面の前記硬化層内において、V を含有し、かつ、円相当径
 が 100 nm を超える V 含有析出物が、10 個 / 276 μm^2 以下である、
 鋼軸部品。

$$H_s / 2.3 \quad H_b \quad 350 \quad (1)$$

$$0.05 \quad H_r / R \quad 0.40 \quad (2)$$

ここで、式 (2) の R は前記軸部の半径 (mm) である。

【請求項 2】

請求項 1 に記載の鋼軸部品であって、

10

前記化学組成は、質量%で、

Ti : 0.005 ~ 0.050 % を含有する、

鋼軸部品。

【請求項 3】

前記鋼軸部品はクランクシャフト、又は、カムシャフトである、

請求項 1 又は請求項 2 に記載の鋼軸部品。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、鋼軸部品に関し、さらに詳しくは、クランクシャフト及びカムシャフトに代
 表される、1 又は複数の軸部を備える鋼軸部品に関する。

20

【背景技術】

【0002】

クランクシャフトに代表される鋼軸部品は、1 又は複数の軸部を備える。鋼軸部品がク
 ランクシャフトの場合、クランクピン及びクランクジャーナルが軸部に相当する。このよ
 うな鋼軸部品は、産業用機械、建設用機械、及び、自動車に代表される輸送用機械の機械
 部品として利用されている。

【0003】

鋼軸部品は、以下の工程により製造される。鋼軸部品の素材である鋼材を熱間鍛造して
 中間品を製造する。製造された中間品に対して必要に応じて調質処理を実施する。熱間鍛
 造ままの非調質の中間品又は調質処理後の中間品に対して、切削や穿孔等により部品形状
 に機械加工する。機械加工された中間品に対して、高周波焼入れ等の表面硬化熱処理を実
 施する。表面硬化熱処理後、中間品に対して研削による仕上げ加工を実施し、鋼軸部品を
 製造する。

30

【0004】

上述の用途に利用される鋼軸部品では、優れた疲労強度が求められる。熱間鍛造後に高
 周波焼入れが実施される機械部品の疲労強度を高める技術は、たとえば、特開 2013 -
 7098 号公報 (特許文献 1)、特開 2010 - 270346 号公報 (特許文献 2)、及
 び、特開 2004 - 137237 号公報 (特許文献 3) に提案されている。

【0005】

40

特許文献 1 では、熱間鍛造後に高周波焼入れされる機械部品用途の鋼材を提案する。特
 許文献 1 に開示された熱間鍛造用鋼は、質量%で、C : 0.30 超 ~ 0.60 % 未満、S
 i : 0.10 ~ 0.90 %、Mn : 0.50 ~ 2.0 %、P : 0.080 % 以下、S : 0
 .010 ~ 0.10 %、Al : 0.005 超 ~ 0.10 %、Cr : 0.01 ~ 1.0 %、
 Ti : 0.001 ~ 0.040 % 未満、Ca : 0.0003 ~ 0.0040 %、Te : 0
 .0003 ~ 0.0040 % 未満、N : 0.0030 ~ 0.020 %、O : 0.0050
 % 以下を含有し、残部は Fe 及び不純物からなり、Ca / Te > 1.00 を満たし、硫化
 物系介在物の円相当径が 20 μm 以下である。

【0006】

特許文献 2 では、熱間鍛造後に高周波焼入れされる機械部品用途の鋼材であって、曲げ

50

疲労強度に優れた鋼材を提案する。特許文献2に開示された熱間鍛造用非調質鋼は、質量%で、C：0.25～0.50%、Si：0.05～1.00%、Mn：0.60～1.80%、P 0.030%、S 0.060%、Cr：0.50%以下、Mo：0.03%以下、V：0.050～0.250%、Ti：0.005～0.020%、Al：0.050%以下、N：0.008～0.015%を含有し、(1)式を満たし、残部Fe及び不可避免的不純物からなる成分組成を有し、熱間鍛造後の粗材におけるミクロ組織において、フェライト体積分率(F%)及びフェライト平均粒径(μm)と鋼中Vの含有量(%)とが(2)式を満たす。ここで、式(1)は、 $3.10 - 2.7 \times Mn + 4.6 \times Cr + V - 5.60$ であり、式(2)は、 $0.04 - \text{フェライト体積分率}(F\%) \times V / \text{フェライト平均粒径}(\mu m) - 0.18$ である。

10

【0007】

特許文献3では、熱間鍛造後に高周波焼入れされる機械部品用途の鋼材であって、疲労強度に優れた鋼材を提案する。特許文献3に開示されている高強度高加工性高周波焼入用鋼は、質量%で、C：0.5～0.7%、Si：0.5～1.0%、Mn：0.5～1.0%、Cr：0.4%以下、S：0.035%以下、V：0.01～0.15%、Al：0.015超～0.050%未満、N：0.010超～0.025%未満を含有し、残部Fe及び不可避不純物からなり、鍛造後に部品の一部を高周波焼入れして使用する。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0008】

20

【文献】特開2013-7098号公報

特開2010-270346号公報

特開2004-137237号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0009】

上述の特許文献1～3のように、従前では、鋼軸部品の素材となる鋼材の化学組成及び組織を調整することにより、熱間鍛造及び高周波焼入れ後の最終製品である鋼軸部品の疲労強度の向上を図っていた。しかしながら、上述の鋼材を用いた場合であっても、最終製品である鋼軸部品において、高い疲労強度が十分に得られない場合がある。

30

【0010】

本開示の目的は、優れた疲労強度を有する鋼軸部品を提供することである。

【課題を解決するための手段】

【0011】

本開示による鋼軸部品は、
軸方向に垂直な断面が円形状であり、ビッカース硬さが620HV以上の硬化層を表層に有する1又は複数の軸部を備え、
前記鋼軸部品の化学組成は、質量%で、
C：0.40～0.60%、
Si：0.05～1.00%、
Mn：1.00～2.00%、
P：0.030%以下、
S：0.005～0.100%、
Cr：0.10～0.50%、
V：0.10～0.30%、
Al：0.005～0.050%、
N：0.0050～0.0200%、
Ti：0～0.050%、及び、
残部：Fe及び不純物からなり、
前記軸部の表面のビッカース硬さHsが620HV以上であり、

40

50

前記軸部の軸方向に垂直な断面において、前記軸部の半径 R の中心位置に相当する $R/2$ 位置でのビッカース硬さ Hb が式 (1) を満たし、

前記 $R/2$ 位置でのマイクロ組織がフェライト及びパーライトからなり、

ビッカース硬さが $620 HV$ 以上の前記硬化層の深さ Hr (mm) が式 (2) を満たし、前記軸部の軸方向に垂直な断面の前記硬化層内において、 V を含有し、かつ、円相当径が $100 nm$ を超える V 含有析出物が、 10 個 / $276 \mu m^2$ 以下である。

$$Hs / 2.3 \quad Hb \quad 350 \quad (1)$$

$$0.05 \quad Hr / R \quad 0.40 \quad (2)$$

ここで、式 (2) の R は前記軸部の半径 (mm) である。

【発明の効果】

10

【0012】

本開示の鋼軸部品は、優れた疲労強度を有する。

【図面の簡単な説明】

【0013】

【図1】図1は、鋼軸部品の表面から深さ方向（径方向）での強度分布と、使用時に鋼軸部品に付与される応力分布との関係を示すイメージ図である。

【図2】図2は、本実施の形態による鋼軸部品の一例であるクランクシャフトの要部を示す図である。

【図3】図3は、図2中の軸部に相当するクランクピンの断面図である。

【図4】図4は、実施例の回転曲げ疲労試験用供試材の側面図である。

20

【発明を実施するための形態】

【0014】

本発明者らは、鋼軸部品の疲労強度、より具体的には、回転曲げ疲労強度について、調査及び検討を行った。従前は、特許文献1～3に記載のように、熱間鍛造及び高周波焼入れが実施される鋼軸部品に対しては、鋼軸部品の素材となる鋼材の化学組成及び組織を調整することにより、鋼軸部品の疲労強度の向上を図っていた。しかしながら、最終製品である鋼軸部品において、疲労強度が十分に得られない場合があった。そこで、本発明者らは、最終製品である鋼軸部品に注目して、鋼軸部品の疲労強度を調査した。

【0015】

上述のとおり、高周波焼入れにより鋼軸部品の表層に硬化層を形成する場合、硬化層の硬さが高いほど、鋼軸部品の疲労強度が高くなると考えられていた。その理由は次のとおりである。従前では、疲労強度の低下は、鋼軸部品の表面に発生する割れが要因と考えられてきた。そこで、従前では、硬化層の硬さをなるべく高くすることにより、表面での割れの発生を抑制し、疲労強度を高めることができると考えられてきた。

30

【0016】

しかしながら、本発明者らが調査した結果、硬化層の硬さを高めた場合、鋼軸部品の表面に割れが発生するのではなく、鋼軸部品の内部、より具体的には、鋼軸部品の硬化層近傍の芯部（母材部分）において割れが発生し、疲労強度が低下する場合があることが判明した。

【0017】

40

そこで、本発明者らは、鋼軸部品の径方向の強度分布と、鋼軸部品の使用時において、鋼軸部品の径方向の各位置に付与される応力分布との関係について調査を行った。鋼軸部品では、鋼軸部品の長手方向（軸方向）に対して垂直な方向（鋼軸部品の径方向）に負荷が掛かったとき、鋼軸部品に曲げ疲労が付与される。そこで、本発明者らは、鋼軸部品の径方向に負荷が掛かった場合の鋼軸部品の応力集中領域において、径方向に付与される応力分布を調査した。

【0018】

図1は、鋼軸部品の表面から深さ方向（径方向）での強度分布と、使用時に鋼軸部品に付与される応力分布との関係を示すイメージ図である。図1の実線A1及びA2は、使用時に付与される応力分布である。図1の実線B1は、鋼軸部品の径方向の強度分布である。

50

【 0 0 1 9 】

図 1 を参照して、使用中の鋼軸部品に付与される応力分布 (A 1 及び A 2) は、表面で最も高く、深さ方向 (径方向) に進むにしたがって、連続的に低下している。一方で、鋼軸部品の径方向の強度分布 (B 1) は、硬化層領域 B 1 1 で高く、硬化層よりも内部の芯部領域 B 1 2 で低くなっており、かつ、硬化層領域 B 1 1 から芯部領域 B 1 2 に進むと、強度が非連続に急激に低下している。これは、硬化層領域ではマルテンサイト組織であるのに対して、芯部領域ではフェライト及びパーライト組織であることに起因している。

【 0 0 2 0 】

以上のとおり、使用時に鋼軸部品に付与される応力分布が連続的であるのに対して、鋼軸部品の硬さ分布は非連続となる。その結果、使用時に鋼軸部品に付与される応力分布が A 1 から A 2 に上昇した場合、図 1 の領域 1 0 0 に示すとおり、硬化層領域 B 1 1 近傍の芯部領域 B 1 2 において、応力分布 A 2 が芯部領域 B 1 2 の強度を超えてしまい、内部に割れが発生すると考えられる。

10

【 0 0 2 1 】

以上の事象を考慮して、本発明者らは、硬化層の硬さを高めつつ、かつ、硬化層の硬さと芯部の硬さとの差を縮めれば、疲労強度をさらに向上できると考えた。そこで、本発明者らは、硬化層の硬さと芯部の硬さとの関係について、さらに検討を行った。その結果、鋼軸部品の化学組成を質量%で、C : 0 . 4 0 ~ 0 . 6 0 %、Si : 0 . 0 5 ~ 1 . 0 0 %、Mn : 1 . 0 0 ~ 2 . 0 0 %、P : 0 . 0 3 0 %以下、S : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 1 0 0 %、Cr : 0 . 1 0 ~ 0 . 5 0 %、V : 0 . 1 0 ~ 0 . 3 0 %、Al : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 0 5 0 %、N : 0 . 0 0 5 0 ~ 0 . 0 2 0 0 %、Ti : 0 ~ 0 . 0 5 0 %、及び、残部 : Fe 及び不純物からなる化学組成とし、軸部の表面 (つまり、硬化層) のピッカース硬さ H s を 6 2 0 H V 以上とし、さらに、鋼軸部品の軸部の半径 R の中心位置 (以下、R / 2 位置という) でのピッカース硬さ H b が芯部硬さに相当すると仮定した場合、R / 2 位置でのピッカース硬さ H b を式 (1) を満たすように調整すれば、鋼軸部品において、優れた疲労強度が得られる可能性があることが分かった。

20

$$H_s / 2.3 \geq H_b \geq 350 \quad (1)$$

【 0 0 2 2 】

式 (1) を満たす場合、上記化学組成を有する鋼軸部品において、硬化層の硬さと芯部の硬さとの差が十分に小さくなる。そのため、内部割れに起因した疲労強度の低下を抑制できる。

30

【 0 0 2 3 】

本発明者らはさらに、硬化層の深さと疲労強度との関係についても調査を行った。その結果、硬化層が深すぎれば、かえって疲労強度が低下することが判明した。この理由として、次の事項が考えられる。硬化層が適切な深さである場合、鋼軸部品の表層では軸方向に圧縮の残留応力が掛かる。この場合、圧縮の残留応力により、鋼軸部品の表面での割れの発生が抑制されると考えられる。一方、硬化層が深くなりすぎた場合、鋼軸部品の表層では、圧縮の残留応力が低くなる、又は、引張の残留応力が掛かる。その結果、鋼軸部品の表面での割れが発生しやすくなり、疲労強度が低下すると考えられる。

【 0 0 2 4 】

そこで、本発明者らは、ピッカース硬さで 6 2 0 H V 以上となる硬化層深さ H r の、鋼軸部品の軸部の半径 R との比 (H r / R) の適切な範囲を調査した。その結果、上述の化学組成を有し、かつ、式 (1) を満たす鋼軸部品において、さらに、式 (2) を満たせば、優れた疲労強度が得られることが分かった。

40

$$0.05 \leq H_r / R \leq 0.40 \quad (2)$$

ここで、式 (2) の R は軸部の半径 (mm) である。

【 0 0 2 5 】

しかしながら、上述の化学組成の鋼軸部品であって、式 (1) 及び式 (2) を満たしたものであっても、疲労強度が低い場合が生じた。そこで、本発明者らはさらに、疲労強度の低下の原因を調査した。その結果、本発明者らは次の知見を得た。上述の化学組成を有

50

する鋼軸部品の場合、硬化層中にはVを含有する析出物（以下、V含有析出物ともいう）が多数存在している。ここで、V含有析出物とは、V含有量が質量%で10%以上の析出物である。V含有析出物はたとえば、V炭化物、V窒化物、V炭窒化物等である。V含有析出物は析出強化により硬化層の硬さを高める。しかしながら、円相当径が100nmを超えるV含有析出物（以下、粗大V含有析出物ともいう）が硬化層中に多数存在する場合、鋼軸部品の径方向に掛かる負荷により、粗大V含有析出物を起点として割れが発生しやすくなる。そのため、疲労強度が低下してしまう。上述の化学組成の鋼軸部品であって、式(1)及び式(2)を満たし、さらに、硬化層内において、粗大V含有析出物が10個/276 μm^2 以下であれば、優れた疲労強度が得られる。

【0026】

10

以上の知見に基づいて完成した本実施形態による鋼軸部品は、以下の構成を有する。

【0027】

[1]

鋼軸部品であって、

軸方向に垂直な断面が円形状であり、ビッカース硬さが620HV以上の硬化層を表層に有する1又は複数の軸部を備え、

前記鋼軸部品の化学組成は、質量%で、

C: 0.40~0.60%、

Si: 0.05~1.00%、

Mn: 1.00~2.00%、

20

P: 0.030%以下、

S: 0.005~0.100%、

Cr: 0.10~0.50%、

V: 0.10~0.30%、

Al: 0.005~0.050%、

N: 0.0050~0.0200%、

Ti: 0~0.050%、及び、

残部: Fe及び不純物からなり、

前記軸部の表面のビッカース硬さHsが620HV以上であり、

前記軸部の軸方向に垂直な断面において、前記軸部の半径Rの中心位置に相当するR/2位置でのビッカース硬さHbが式(1)を満たし、

30

前記R/2位置でのマイクロ組織がフェライト及びパーライトからなり、

ビッカース硬さが620HV以上の前記硬化層の深さHr(mm)が式(2)を満たし、

前記軸部の軸方向に垂直な断面の前記硬化層内において、Vを含有し、かつ、円相当径が100nmを超えるV含有析出物が、10個/276 μm^2 以下である、

鋼軸部品。

$H_s / 2.3 \leq H_b \leq 350$ (1)

$0.05 \leq H_r / R \leq 0.40$ (2)

ここで、式(2)のRは前記軸部の半径(mm)である。

【0028】

40

[2]

[1]に記載の鋼軸部品であって、

前記化学組成は、質量%で、

Ti: 0.005~0.050%を含有する、

鋼軸部品。

【0029】

[3]

前記鋼軸部品はクランクシャフト、又は、カムシャフトである、

[1]又は[2]に記載の鋼軸部品。

【0030】

50

以下、本実施形態による鋼軸部品について詳述する。

【0031】

[鋼軸部品の構成]

本実施形態による鋼軸部品は1又は複数の軸部を備える。軸部では、鋼軸部品の長手方向（軸方向）に垂直な断面が円形状であり、表層に硬化層を有する。本明細書において、「硬化層」とは、ビッカース硬さが620HV以上の領域を意味する。硬化層は後述のとおり、高周波焼入れを実施することにより鋼軸部品の表層に形成される。

【0032】

図2は、本実施形態による鋼軸部品の一例であるクランクシャフト1の要部を示す図である。クランクシャフト1は、軸部に相当するクランクピン2及びクランクジャーナル3を備える。図2に示すクランクシャフト1はさらに、クランクアーム4と、カウンターウェイト6とを備える。クランクアーム4は、クランクピン2とクランクジャーナル3との間に配置され、クランクピン2とクランクジャーナル3とに繋がっている。カウンターウェイト6は、クランクアーム4と繋がっている。クランクピン2は、クランクアーム4との接続部分に、フィレット部5を含む。同様に、クランクジャーナル3は、クランクアーム4との接続部分に、フィレット部5を含む。なお、フィレット部5はなくてもよい。

10

【0033】

図2では、鋼軸部品の一例としてクランクシャフトの構成を示す。しかしながら、鋼軸部品は、クランクシャフトに限定されない。鋼軸部品はたとえば、カムシャフトであってもよい。鋼軸部品は1つの軸部を備えていてもよいし、図2に示すクランクシャフト1のように、複数の軸部（クランクピン2及びクランクジャーナル3）を備えてもよい。

20

【0034】

図3は、図2中のクランクピン2の中心軸を含む面での断面図である。図3を参照して、軸部に相当するクランクピン2の表層には、硬化層20が形成されている。上述のとおり、硬化層20のビッカース硬さは620HV以上である。つまり、硬化層20において、ビッカース硬さの最低値が620HVである。軸部に相当するクランクピン2のうち、硬化層20よりも内部（つまり、ビッカース硬さが620HV未満の部分）を、本明細書では、芯部21という。

【0035】

[化学組成]

本実施形態の鋼軸部品の化学組成は、次の元素を含有する。なお、本明細書において、元素に関する%は、特に断りがない限り、質量%を意味する。

30

【0036】

C : 0.40 ~ 0.60 %

炭素（C）は、鋼軸部品の軸部の芯部及び硬化層の硬さを高め、鋼軸部品の疲労強度を高める。C含有量が0.40%未満であれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、上記効果が十分に得られない。一方、C含有量が0.60%を超えれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、鋼軸部品の硬さが過剰に高まり、鋼軸部品の疲労強度がかえって低下する場合がある。さらに、鋼軸部品の素材となる鋼材の被削性が低下する。したがって、C含有量は0.40~0.60%である。C含有量の好ましい下限は0.43%であり、さらに好ましくは0.44%であり、さらに好ましくは0.45%であり、さらに好ましくは0.46%である。C含有量の好ましい上限は0.59%であり、さらに好ましくは0.56%であり、さらに好ましくは0.54%であり、さらに好ましくは0.52%であり、さらに好ましくは0.50%である。

40

【0037】

Si : 0.05 ~ 1.00 %

ケイ素（Si）は、フェライトに固溶してフェライトを強化する。そのため、鋼軸部品の芯部の硬さが高まる。Si含有量が0.05%未満であれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、上記効果が十分に得られない。一方、Si含有量が1.00%を超えれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、熱間鍛造時において鋼材

50

が脱炭する。この場合、熱間鍛造後の鋼材（中間品）において、切削加工代が大きくなる。したがって、Si含有量は0.05～1.00%である。Si含有量の好ましい下限は0.10%であり、さらに好ましくは0.20%であり、さらに好ましくは0.30%であり、さらに好ましくは0.35%である。Si含有量の好ましい上限は0.90%であり、さらに好ましくは0.80%であり、さらに好ましくは0.75%であり、さらに好ましくは0.70%である。

【0038】

Mn：1.00～2.00%

マンガン（Mn）は、鋼軸部品の硬さを高める。Mn含有量が1.00%未満であれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、上記効果が十分に得られない。一方、Mn含有量が2.00%を超えれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、ミクロ組織にベイナイトが生成しやすくなる。この場合、鋼材の被削性が低下する。したがって、Mn含有量は1.00～2.00%である。Mn含有量の好ましい下限は1.05%であり、さらに好ましくは1.10%であり、さらに好ましくは1.12%であり、さらに好ましくは1.15%である。Mn含有量の好ましい上限は1.90%であり、さらに好ましくは1.80%であり、さらに好ましくは1.70%であり、さらに好ましくは1.60%である。

10

【0039】

P：0.030%以下

燐（P）は不可避に含有される不純物である。つまり、P含有量は0%超である。Pは、粒界に偏析して、鋼軸部品の疲労強度を低下する。したがって、P含有量は0.030%以下である。P含有量の好ましい上限は0.025%であり、さらに好ましくは0.020%であり、さらに好ましくは0.018%である。P含有量はなるべく低い方が好ましい。ただし、P含有量の極端な低減は、製造コストを大幅に高める。したがって、工業生産を考慮した場合、P含有量の好ましい下限は0.001%であり、さらに好ましくは0.002%であり、さらに好ましくは0.003%である。

20

【0040】

S：0.005～0.100%

硫黄（S）は、MnS等の硫化物を生成し、鋼材の被削性を高める。S含有量が0.005%未満であれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、上記効果が十分に得られない。一方、S含有量が0.100%を超えれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、鋼材の熱間加工性が低下する。したがって、S含有量は、0.005～0.100%である。S含有量の好ましい下限は0.008%であり、さらに好ましくは0.010%であり、さらに好ましくは0.012%であり、さらに好ましくは0.014%である。S含有量の好ましい上限は0.090%であり、さらに好ましくは0.080%であり、さらに好ましくは0.075%であり、さらに好ましくは0.070%である。

30

【0041】

Cr：0.10～0.50%

クロム（Cr）は、鋼軸部品の硬さを高める。Cr含有量が0.10%未満であれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、上記効果が十分に得られない。一方、Cr含有量が0.50%を超えれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、ミクロ組織にベイナイトが生成し、鋼材の被削性が低下する。したがって、Cr含有量は0.10～0.50%である。Cr含有量の好ましい下限は0.11%であり、さらに好ましくは0.12%であり、さらに好ましくは0.13%である。Cr含有量の好ましい上限は0.40%であり、さらに好ましくは0.35%であり、さらに好ましくは、0.30%であり、さらに好ましくは0.29%であり、さらに好ましくは0.28%であり、さらに好ましくは0.25%であり、さらに好ましくは0.20%である。

40

【0042】

V：0.10～0.30%

50

バナジウム (V) は、微細な炭化物を生成して、鋼軸部品の芯部の硬さを高める。その結果、鋼軸部品の疲労強度が高まる。 V 含有量が 0 . 1 0 % 未満であれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、上記効果が十分に得られない。一方、 V 含有量が 0 . 3 0 % を超えれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、粗大な V 炭窒化物が生成して、鋼軸部品の疲労強度が低下する。したがって、 V 含有量は 0 . 1 0 ~ 0 . 3 0 % である。 V 含有量の好ましい下限は 0 . 1 1 % であり、さらに好ましくは 0 . 1 2 % であり、さらに好ましくは 0 . 1 3 % である。 V 含有量の好ましい上限は 0 . 2 5 % であり、さらに好ましくは 0 . 2 0 % であり、さらに好ましくは 0 . 1 8 % であり、さらに好ましくは 0 . 1 5 % である。

【 0 0 4 3 】

A l : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 0 5 0 %

アルミニウム (A l) は鋼を脱酸する。 A l はさらに、窒化物を生成して結晶粒の粗大化を抑制する。そのため、鋼軸部品の硬さ及び靱性の著しい低下が抑制される。 A l 含有量が 0 . 0 0 5 % 未満であれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、上記効果が十分に得られない。一方、 A l 含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、 A l ₂ O ₃ 系介在物が過剰に生成される。 A l ₂ O ₃ 系介在物は、鋼材の被削性を低下させる。したがって、 A l 含有量は、 0 . 0 0 5 ~ 0 . 0 5 0 % である。 A l 含有量の好ましい下限は 0 . 0 0 7 % であり、さらに好ましくは 0 . 0 1 0 % であり、さらに好ましくは 0 . 0 1 2 % である。 A l 含有量の好ましい上限は 0 . 0 4 5 % であり、さらに好ましくは 0 . 0 4 2 % であり、さらに好ましくは 0 . 0 4 0 % であり、さらに好ましくは 0 . 0 3 9 % である。ここでいう A l 含有量は、酸可溶 A l (s o l . A l) の含有量 (質量 %) を意味する。

【 0 0 4 4 】

N : 0 . 0 0 5 0 ~ 0 . 0 2 0 0 %

窒素 (N) は窒化物や炭窒化物を生成する。窒化物や炭窒化物は結晶粒の粗大化を抑制する。これにより、鋼材の硬さの低下を抑制し、鋼軸部品の疲労強度が高まる。 N 含有量が 0 . 0 0 5 0 % 未満であれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、上記効果が十分に得られない。一方、 N 含有量が 0 . 0 2 0 0 % を超えれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、鋼材中にポイド等の欠陥が発生しやすくなる。したがって、 N 含有量は 0 . 0 0 5 0 ~ 0 . 0 2 0 0 % である。 N 含有量の好ましい下限は 0 . 0 0 6 0 % であり、さらに好ましくは 0 . 0 0 7 0 % であり、さらに好ましくは 0 . 0 0 8 0 % である。 N 含有量の好ましい上限は 0 . 0 1 8 0 % であり、さらに好ましくは 0 . 0 1 7 0 % であり、さらに好ましくは 0 . 0 1 6 0 % であり、さらに好ましくは 0 . 0 1 5 0 % である。

【 0 0 4 5 】

本実施形態の鋼軸部品の化学組成の残部は、 F e 及び不純物からなる。ここでいう不純物は、鋼軸部品を構成する鋼材の原料として利用される鉾石やスクラップ、又は、製造過程の環境等から混入する元素をいう。

【 0 0 4 6 】

本実施形態の鋼軸部品の化学組成はさらに、 F e の一部に代えて、 T i を含有してもよい。

【 0 0 4 7 】

T i : 0 ~ 0 . 0 5 0 %

チタン (T i) は任意元素であり、含有されなくてもよい。つまり、 T i 含有量は 0 % であってもよい。含有される場合、つまり、 T i 含有量が 0 % 超である場合、 T i は炭化物等を生成して、熱間鍛造時の結晶粒の粗大化を抑制する。 T i が少しでも含有されれば、上記効果がある程度得られる。しかしながら、 T i 含有量が 0 . 0 5 0 % を超えれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、粗大な T i 窒化物が生成して、鋼軸部品の疲労強度が低下する。したがって、 T i 含有量は 0 ~ 0 . 0 5 0 % である。 T i 含有量の好ましい下限は 0 . 0 0 1 % であり、さらに好ましくは 0 . 0 0 3 % であり、さらに

10

20

30

40

50

好ましくは0.005%であり、さらに好ましくは0.008%であり、さらに好ましくは0.010%であり、さらに好ましくは0.011%である。Ti含有量の好ましい上限は0.040%であり、さらに好ましくは0.035%であり、さらに好ましくは0.030%であり、さらに好ましくは0.025%である。

【0048】

[鋼軸部品のマイクロ組織]

鋼軸部品において、芯部のマイクロ組織はフェライト及びパーライトからなる。本実施形態において、軸部のR/2位置は、芯部に相当する。ここで、R/2位置とは、図3に示すとおり、軸部の軸方向に垂直な断面（横断面）における半径Rの中心位置であって、軸部の横断面における表面と中心Cとを結ぶ線分の中心位置を意味する。本実施形態において、鋼軸部品の芯部のマイクロ組織は、軸部のR/2位置のマイクロ組織で定義する。本実施形態の軸部のR/2位置でのマイクロ組織は、フェライト及びパーライトからなる。

10

【0049】

より具体的には、軸部のR/2位置でのマイクロ組織（析出物及び介在物を除くマトリクス）は、フェライト及びパーライトからなり、他の相（ベイナイト、マルテンサイト）は実質存在しない。なお、「フェライト及びパーライト」のフェライトは、初析フェライトを意味する。本明細書において、マイクロ組織がフェライト及びパーライトからなる、とは、軸部のR/2位置でのマイクロ組織において、フェライト及びパーライトの総面積率が95.0%以上であることを意味する。

【0050】

鋼軸部品のマイクロ組織は、次の方法で観察する。鋼軸部品の軸部のR/2位置（図3参照）から、マイクロ組織観察用サンプルを採取する。サンプルの大きさは特に限定されず、観察面において、後述の視野サイズを確保できればよい。採取されたサンプルの表面のうち、軸部の軸方向に垂直な断面に相当する表面を観察面とする。観察面を鏡面研磨した後、観察面を3%硝酸アルコール（ナイトル腐食液）にてエッチングする。エッチングされた観察面のうち、任意の5視野を500倍の光学顕微鏡にて観察して、写真画像を生成する。各視野のサイズは200 μm ×200 μm とする。各視野において、フェライト、パーライト、ベイナイト等の各相は、相ごとにコントラストが異なる。したがって、コントラストに基づいて、各相を特定する。各視野において、フェライト及びパーライトを特定する。全ての視野のフェライトの総面積（ μm^2 ）を求め、全ての視野のパーライトの総面積（ μm^2 ）を求める。全ての視野のフェライトの総面積と全ての視野のパーライトの総面積との合計と、全ての視野の総面積とに基づいて、フェライト及びパーライトの総面積率（%）を求める。フェライト及びパーライトの総面積率が95.0%以上である場合、マイクロ組織がフェライト及びパーライトからなる、と判断する。

20

30

【0051】

[軸部の条件A～条件Dについて]

本実施形態の鋼軸部品はさらに、軸部において、条件A～条件Dを全て満たす。

条件A：軸部の表面のピッカース硬さHsが620HV以上である。

条件B：軸部の軸方向に垂直な断面において、軸部の半径Rの中心位置に相当するR/2位置でのピッカース硬さHbが式(1)を満たす。

$$Hs / 2.3 \quad Hb \quad 350 \quad (1)$$

条件C：ピッカース硬さが620HV以上の硬化層の深さHrが式(2)を満たす。

$$0.05 \quad Hr / R \quad 0.40 \quad (2)$$

条件D：軸部の軸方向に垂直な断面の硬化層内において、粗大V含有析出物が、10個/276 μm^2 以下である。ここで、粗大V含有析出物とは、V含有量が質量%で10%以上である析出物であって、かつ、円相当径が100nmを超える析出物を意味する。

以下、条件A～条件Dについて説明する。

【0052】

[条件Aについて]

鋼軸部品の軸部の表面（つまり、硬化層の表面）のピッカース硬さHsは620HV以

40

50

上である。ここで、軸部表面のビッカース硬さ H_s は次の方法で測定する。

【0053】

鋼軸部品の軸部の硬化層の表面の任意の3点に対して、JIS Z 2244 (2009) に準拠したビッカース硬さ試験を実施する。試験力は 1.96N とする。得られたビッカース硬さの算術平均値を、軸部表面のビッカース硬さ H_s (HV) と定義する。

【0054】

軸部表面のビッカース硬さ H_s が 620HV 未満であれば、鋼軸部品の使用時において、鋼軸部品に付与される応力により、軸部表面から割れが発生しやすくなる。この場合、鋼軸部品において十分な疲労強度が得られない。したがって、軸部表面のビッカース硬さ H_s は 620HV 以上である。

10

【0055】

[条件Bについて]

鋼軸部品ではさらに、軸部の $R/2$ 位置でのビッカース硬さ H_b が式(1)を満たす。

$$H_s / 2.3 \leq H_b \leq 350 \quad (1)$$

ここで、式(1)中の「 H_s 」には、軸部表面のビッカース硬さ H_s の数値が代入される。

【0056】

軸部の $R/2$ 位置でのビッカース硬さ H_b は、芯部のビッカース硬さに相当する。芯部のビッカース硬さ H_b が、軸部表面のビッカース硬さ H_s に対して低すぎれば、芯部の硬さと硬化層の硬さとの差が過剰に大きくなる。この場合、軸部表面のビッカース硬さ H_s が十分に高くても、上述のとおり、硬化層近傍部分の芯部で割れが発生しやすくなり、鋼軸部品の疲労強度が低下する。 $R/2$ 位置でのビッカース硬さ H_b が $H_s / 2.3$ 以上であれば、芯部の硬さと硬化層の硬さとの差が十分に小さい。そのため、硬化層近傍部分の芯部での割れの発生を抑制することができ、鋼軸部品の疲労強度を高めることができる。

20

【0057】

なお、 $R/2$ 位置でのビッカース硬さ H_b の上限は 350HV とする。 $R/2$ 位置でのビッカース硬さ H_b が 350HV を超える場合、鋼材の被削性が低下し、生産性が著しく低下する。さらに、 $R/2$ 位置でのビッカース硬さ H_b が 350HV を超える場合、高周波焼入れが過剰に実施され、過剰に焼入れされている。そのため、鋼軸部品の表層に引張残留応力が発生しやすくなる。この場合、鋼軸部品の疲労強度が低下する。したがって、 $R/2$ 位置でのビッカース硬さ H_b の上限は 350HV である。 $R/2$ 位置でのビッカース硬さ H_b の好ましい下限は $H_s / 2.3$ であり、さらに好ましくは $H_s / 2.2$ であり、さらに好ましくは $H_s / 2.1$ である。 $R/2$ 位置でのビッカース硬さ H_b の好ましい上限は 345HV であり、さらに好ましくは 343HV であり、さらに好ましくは 340HV である。

30

【0058】

$R/2$ 位置でのビッカース硬さ H_b は次の方法で測定する。鋼軸部品の軸部の軸方向に垂直な断面において、軸部の $R/2$ 位置の任意の3点に対して、JIS Z 2244 (2009) に準拠したビッカース硬さ試験を実施する。試験力は 9.8N とする。得られたビッカース硬さの算術平均値を、 $R/2$ 位置でのビッカース硬さ H_b (HV) と定義する。

40

【0059】

[条件Cについて]

鋼軸部品ではさらに、ビッカース硬さが 620HV 以上の硬化層の深さ H_r (mm) が式(2)を満たす。

$$0.05 \leq H_r / R \leq 0.40 \quad (2)$$

ここで、式(2)中の R には、軸部の半径 (mm) が代入される。

【0060】

上述のとおり、本明細書において、軸部の表層のうち、ビッカース硬さが 620HV 以上の領域を、硬化層と定義する。硬化層深さ H_r は、次の方法で測定する。

【0061】

50

軸部の軸方向に垂直な断面において、表面から深さ方向（径方向）に0.1mmピッチでビッカース硬さを測定する。ビッカース硬さは、JIS Z 2244（2009）に準拠したビッカース硬さ試験を実施する。試験力は1.96Nとする。得られたビッカース硬さから、深さ方向（径方向）のビッカース硬さ分布をプロットする。得られたビッカース硬さ分布において、ビッカース硬さが620HV以上となる深さを、硬化層深さと定義する。軸部の軸方向に垂直な断面において、表面の任意の3箇所から上述の深さ方向のビッカース硬さ分布を求め、各位置（3箇所）の硬化層深さの算術平均値を、硬化層深さ H_r （mm）と定義する。得られた硬化層深さ H_r の、軸部の半径 R （mm）に対する比（ $=H_r/R$ ）を求める。

【0062】

H_r/R が0.05未満であれば、鋼軸部品の軸部の硬化層深さが十分ではない。この場合、鋼軸部品の疲労強度が低下する。一方、 H_r/R が0.40を超えれば、硬化層が過剰に深く形成されている。この場合、鋼軸部品の表面に引張残留応力が発生しやすくなり、その結果、鋼軸部品の疲労強度が低下する。 H_r/R が式（2）を満たせば、条件A、条件B、及び条件Dを満たすことを前提として、芯部硬さと硬化層硬さとのバランスが適切な関係を満たし、その結果、鋼軸部品の疲労強度が高まる。 H_r/R の好ましい下限は0.08であり、さらに好ましくは0.10であり、さらに好ましくは0.15である。 H_r/R の好ましい上限は0.38であり、さらに好ましくは0.35であり、さらに好ましくは0.32である。

【0063】

[条件Dについて]

鋼軸部品ではさらに、軸部の軸方向に垂直な断面の硬化層内において、粗大V含有析出物が、10個/ $276\mu\text{m}^2$ 以下である。ここで、V含有析出物とは、析出物中のV含有量が質量%で10%以上の析出物を意味する。また、粗大V含有析出物とは、V含有析出物のうち、かつ、円相当径が100nmを超えるV含有析出物を意味する。

【0064】

上述の化学組成を有する鋼軸部品が条件A～条件Cを満たしていても、硬化層内の粗大V含有析出物の個数密度が10個/ $276\mu\text{m}^2$ を超えれば、硬化層内において、径方向の負荷に対して割れの起点となる粗大V含有析出物が多すぎる。この場合、鋼軸部品の疲労強度が低下する。一方、硬化層内の粗大V含有析出物の個数密度が10個/ $276\mu\text{m}^2$ 以下であれば、硬化層内の粗大V含有析出物が十分に少ない。そのため、鋼軸部品において、優れた疲労強度が得られる。硬化層内の粗大V含有析出物の好ましい個数密度は9個/ $276\mu\text{m}^2$ 以下であり、さらに好ましくは8個/ $276\mu\text{m}^2$ 以下である。

【0065】

硬化層内における粗大V含有析出物の個数密度は次の方法で測定する。鋼軸部品の軸部を、鋼軸部品の長手方向（軸方向）に垂直な方向に切断する。軸部の断面のうち、上述の条件Cにおいて記載した硬化層深さの測定方法に基づいて、軸部断面の硬化層を特定する。特定された硬化層の表面から略1/2深さ位置（つまり、軸部断面の硬化層の深さ方向の中央位置）から、サンプルを採取する。サンプル表面のうち、鋼軸部品の長手方向（軸方向）に垂直な断面に相当する表面を観察面とする。透過型電子顕微鏡（TEM）を用いて30000倍の倍率で、観察面内の任意の10視野（1視野あたりの面積は $27.6\mu\text{m}^2$ ）を観察する。なお、サンプル（薄膜サンプル）の厚さは約50nmとする。

【0066】

各視野（観察面という）中の析出物及び介在物に対して、各析出物及び介在物が含有する元素の含有量をエネルギー分散型X線分光法（EDX）を用いて定量分析して、V含有析出物を特定する。具体的には、視野中の析出物及び介在物のうち、V含有量が質量%で10%以上のものを、「V含有析出物」と特定する。

【0067】

特定された各V含有析出物の円相当径を求める。ここで、円相当径とは、V含有析出物の面積を円に換算した場合の直径（nm）を意味する。全ての視野中のV含有析出物のう

10

20

30

40

50

ち、円相当径が100nmを超えるV含有析出物を、「粗大V含有析出物」と定義する。全ての視野での粗大V含有析出物の総個数を求める。求めた粗大V含有析出物の総個数に基づいて、粗大V含有析出物の個数密度(個/276 μm^2)を求める。

【0068】

以上のとおり、本実施形態の鋼軸部品は、上述の化学組成を有し、軸部の芯部でのマイクロ組織がフェライト及びパーライトからなり、かつ、条件A～条件Dの全てを満たすことにより、従来知られていなかった硬化層近傍の芯部領域での割れの発生も抑制でき、優れた疲労強度が得られる。

【0069】

[鋼軸部品の製造方法]

上述の鋼軸部品の製造方法の一例を説明する。なお、以下に説明する製造方法は一例であって、本実施形態の鋼軸部品の製造方法はこれに限定されない。つまり、上述の構成を有する本実施形態の鋼軸部品が製造できれば、以下に説明する製造方法に限定されない。ただし、以下に説明する製造方法は、本実施形態の鋼軸部品を製造する好適な製造方法である。

【0070】

本実施形態の鋼軸部品の製造方法では初めに、上記化学組成を有する鋼軸部品用鋼材を準備する。鋼軸部品用鋼材は第三者により製造されたものを用いてもよい。鋼軸部品用鋼材は鋼軸部品の製造者が製造してもよい。

【0071】

鋼軸部品用鋼材はたとえば、次の方法で製造する。上述の化学組成を有する溶鋼を周知の方法で製造する。溶鋼を用いて素材(鑄片又はインゴット)を製造する。具体的には、溶鋼を用いて連続鑄造法により鑄片を製造する。又は、溶鋼を用いて造塊法によりインゴットを製造してもよい。

【0072】

製造された素材を熱間加工して、鋼軸部品用鋼材を製造する。鋼軸部品用鋼材はたとえば、棒鋼である。熱間加工工程では通常、1又は複数回の熱間加工を実施する。複数回熱間加工を実施する場合、最初の熱間加工はたとえば、分塊圧延又は熱間鍛造であり、次の熱間加工は、連続圧延機を用いた仕上げ圧延である。連続圧延機では、一对の水平ロールを有する水平スタンドと、一对の垂直ロールを有する垂直スタンドとが交互に一列に配列されている。仕上げ圧延後の鋼軸部品用鋼材を、室温になるまで冷却する。以上の工程により、本実施形態による鋼軸部品用鋼材を製造する。熱間加工での素材の加熱温度はたとえば、950～1350である。

【0073】

鋼軸部品は、上述の鋼軸部品用鋼材を用いて製造する。鋼軸部品の製造方法は、熱間鍛造工程と、機械加工工程と、高周波焼入れ工程と、焼戻し工程と、切削加工工程とを含む。以下、各工程について説明する。

【0074】

[熱間鍛造工程]

熱間鍛造工程では、鋼軸部品用鋼材を熱間鍛造して、鋼軸部品の粗形状を有する中間品を製造する。ここで、粗形状とは、鋼軸部品の最終形状に近い形状を意味する。熱間鍛造工程における加熱温度は例えば、950～1350である。ここで、加熱温度T1は、熱間鍛造前の加熱炉又は均熱炉での加熱温度()を意味する。加熱温度が950～1350であれば、他の製造条件を満たすことを前提として、鋼軸部品用鋼材中のV含有析出物が十分に固溶する。そのため、高周波焼入れ工程後の鋼軸部品において、硬化層中の粗大V含有析出物の個数密度を10個/276 μm^2 以下とすることができる。

【0075】

熱間鍛造での仕上げ圧下後、鋼材を冷却する。このとき、鋼材温度が800～500の間での平均冷却速度CRを12 /分以上とする。平均冷却速度CRが12 /分未満であれば、鋼材温度が800～500の間において、相界面析出によりV含有析出物が生

10

20

30

40

50

成し、成長する。この場合、熱間鍛造中に生成したV含有析出物がその後の高周波焼入れ工程において粗大化する。その結果、硬化層中の粗大V含有析出物の個数密度が10個/276 μm^2 を超えてしまう場合がある。平均冷却速度CRが12 /分未満であれば、さらに、芯部の硬さが低くなり、R/2位置でのピッカース硬さHbが式(1)の下限未満となる。したがって、鋼材温度が800~500 での平均冷却速度は12 /分以上である。

【0076】

ここで、鋼材温度が800~500 での平均冷却速度は、次の方法で求める。熱間鍛造工程の仕上げ圧下後の鋼材温度を測温計で測定し、鋼材温度が800 から500 に低下するまでに掛かる時間を求める。求めた時間に基づいて、鋼材温度が800~500 10
の間の平均冷却速度(/分)を求める。

【0077】

平均冷却速度CRの好ましい上限は25 /分であり、さらに好ましくは20 /分であり、さらに好ましくは15 /分である。

【0078】

以上の熱間鍛造工程により、鋼軸部品の中間品を製造する。なお、本実施形態では、中間品に対して、熱間鍛造工程後に、熱処理炉を用いて中間品全体を加熱後急冷する焼入れ、及び、焼入れ後の焼戻しは実施しない。つまり、熱間鍛造工程後であって、高周波焼入れ工程前の調質処理工程は省略される。

【0079】

[機械加工工程]

熱間鍛造工程後の中間品に対して、切削加工等の機械加工を実施して、中間品を鋼軸部品の最終形状に仕上げる。機械加工は周知の方法で実施すれば足りる。

【0080】

[高周波焼入れ工程]

機械加工工程後の中間品に対して、高周波焼入れ処理を実施する。具体的には、少なくとも中間品の軸部に相当する部分の表面に対して、高周波焼入れを実施する。高周波焼入れでは、高周波誘導加熱装置を用いる。高周波誘導加熱装置を、中間品に対して相対的に中間品の長手方向(軸方向)に移動させながら、中間品を加熱する。高周波誘導加熱装置の出側には、水冷装置が配置されている。中間品のうち、高周波誘導加熱装置を通過した部分 30
は、水冷装置により速やかに急冷される。

【0081】

高周波焼入れにおいて、高周波誘導加熱装置の出力を20~60kW、周波数を150~300kHzとする。また、高周波誘導加熱装置の移動速度を4.0~8.0mm/秒とする。高周波誘導加熱装置の移動速度が4.0mm/秒未満であれば、中間品の軸部が過剰に加熱される。この場合、硬化層深さHrが深くなりすぎ、硬化層深さHrが式(2)を満たさない。その結果、鋼軸部品の疲労強度が低下する。さらに、表層においてV含有析出物が過剰に成長し、表層での粗大V含有析出物が10個/276 μm^2 を超える。一方、高周波誘導加熱装置の移動速度が8.0mm/秒を超えれば、硬化層深さHrが浅くなりすぎる。この場合、鋼軸部品の硬化層近傍の芯部領域において割れが発生して、鋼軸部品の疲労強度が低下する。高周波誘導加熱装置の移動速度が4.0~8.0mm/秒 40
であれば、適切な深さの硬化層が形成され、硬化層深さHrが式(2)を満たす。その結果、優れた疲労強度を有する鋼軸部品が得られる。

【0082】

[焼戻し工程]

高周波焼入れ工程後の中間品に対して、焼戻しを実施する。焼戻し温度は150~280 である。焼戻し温度の好ましい下限は160 であり、好ましくは170 である。焼戻し温度の好ましい上限は270 である。焼戻し温度時間はたとえば、15~150分である。

【0083】

10

20

30

40

50

[切削加工工程]

焼戻し工程後の中間品の表面の一部を切削加工して、最終製品である鋼軸部品を製造する。

【 0 0 8 4 】

以上の製造工程により、本実施形態の鋼軸部品が製造される。なお、鋼軸部品の製造方法は上記方法に限定されない。上述の化学組成を有し、軸部の R / 2 位置でのミクロ組織がフェライト及びパーライトからなり、条件 A ~ 条件 D の全てを満たす鋼軸部品を製造できれば、他の製造方法により本実施形態の鋼軸部品を製造してもよい。

【実施例】

【 0 0 8 5 】

以下、実施例により本実施形態の鋼軸部品の一態様の効果をさらに具体的に説明する。実施例での条件は、本発明の実施可能性及び効果を確認するために採用した一条件例である。したがって、本実施形態の鋼軸部品は、この一条件例に限定されない。

【 0 0 8 6 】

表 1 に示す化学組成の鋼軸部品用鋼材を準備した。

【 0 0 8 7 】

【表 1】

TABLE1

試験番号	化学組成(単位は質量%、残部はFe及び不純物)									
	C	Si	Mn	P	S	Cr	V	Al	N	Ti
1	0.41	0.67	1.35	0.012	0.016	0.17	0.10	0.016	0.0111	0.014
2	0.49	0.56	1.13	0.005	0.020	0.13	0.11	0.040	0.0096	0.016
3	0.50	0.55	1.32	0.002	0.019	0.13	0.13	0.038	0.0090	0.018
4	0.59	0.40	1.23	0.005	0.066	0.14	0.10	0.034	0.0103	-
5	0.38	0.53	1.45	0.014	0.061	0.15	-	0.026	0.0131	-
6	0.38	0.54	1.50	0.015	0.056	0.15	0.09	0.014	0.0141	-
7	0.42	0.21	1.50	0.012	0.007	0.16	-	0.009	0.0062	-
8	0.49	0.57	1.00	0.014	0.064	0.17	0.13	0.034	0.0098	0.012
9	0.49	0.57	1.00	0.014	0.064	0.17	0.13	0.034	0.0098	0.012
10	0.49	0.56	1.13	0.005	0.020	0.13	0.11	0.040	0.0096	0.016
11	0.49	0.56	1.13	0.005	0.020	0.13	0.11	0.040	0.0096	0.016

【 0 0 8 8 】

表 1 中の各元素記号の欄には、対応する元素の含有量(質量%)が記載されている。表 1 中、「 - 」は、対応する元素が検出できなかった(つまり、不純物レベルであった)ことを示す。具体的には、試験番号 5 の V 含有量は、小数第三位で四捨五入した場合に「 0 」%であったことを意味する。試験番号 5 の Ti 含有量は、小数第四位で四捨五入した場合に「 0 」%であったことを意味する。各試験番号の鋼材の化学組成の残部は Fe 及び不純物であった。試験番号 5 の化学組成は、鋼軸部品用鋼材として広く普及しているドイツ工業規格の 3 8 M n S 6 の化学組成に相当した。

【 0 0 8 9 】

各試験番号の鋼軸部品用鋼材に対して熱間鍛造を実施して、中間品に相当する丸棒材を製造した。熱間鍛造工程における加熱温度はいずれも、1 0 0 0 ~ 1 2 0 0 の範囲内であった。また、仕上げ圧下後の鋼材温度が 8 0 0 ~ 5 0 0 での平均冷却速度 C R (/ 分) は、表 2 に示すとおりであった。製造した丸棒材の直径は 6 0 m m であった。

【 0 0 9 0 】

丸棒材から、機械加工により、図 4 に示す回転曲げ疲労試験用の供試材を作製した。供試材は丸棒状であり、直径を 1 2 m m、長さを 1 2 0 m m とした。供試材の長さ方向中央位置にノッチを形成した。ノッチ角度を 6 0 ° とし、ノッチ深さを 1 m m とした。ノッチ底での供試材の直径を 1 0 m m、ノッチ底半径を 0 . 5 m m とした。供試材の長手方向(軸方向)は、丸棒材の長手方向(軸方向)と平行であった。

【 0 0 9 1 】

得られた供試材に対して、高周波焼入れを実施した。高周波焼入れでは、高周波誘導加熱装置を用いた。高周波誘導加熱装置の出力を40 kW、周波数を220 kHzとし、高周波誘導加熱装置の移動速度（mm/秒）を表2に示すとおりとした。高周波誘導加熱装置の出側には水冷装置が配置されていた。供試材が高周波誘導加熱装置を通過後1秒以内に水冷装置が供試材を水冷した。高周波誘導加熱装置の移動速度を調整して、硬化層の硬さ及び硬化層深さHrを調整した。高周波焼入れ後の供試材に対して、焼戻しを実施した。焼戻し温度は表2に示すとおりとした。焼戻し時間は90分とした。以上の製造工程により、鋼軸部品を模擬した供試材を製造した。

【 0 0 9 2 】

10

20

30

40

50

【表 2】

TABLE2

試験番号	熱間鍛造工程	高周波焼入れ工程	焼戻し工程	Hs (HV)	Hb (HV)	Hs/2.3	式(1)下限	式(1)上限	Hr/R	破壊起点	ミクロ組織	粗大V含有析出物個数密度 (個/276 μm ²)	疲労強度 (MPa)	疲労強度比
	平均冷却速度GR (°C/分)	移動速度 (mm/秒)	焼戻し温度 (°C)											
1	13	5.5	200	624	279	271	T	T	0.30	表面	F+P	1	450	1.13
2	13	6.0	200	641	288	279	T	T	0.20	表面	F+P	0	475	1.19
3	13	6.0	200	647	303	281	T	T	0.20	表面	F+P	0	500	1.25
4	13	6.0	200	692	318	301	T	T	0.20	表面	F+P	1	550	1.38
5	13	6.0	200	596	241	259	F	T	0.20	表面	F+P	0	400	1.00
6	13	6.0	200	601	273	261	T	T	0.20	表面	F+P	1	400	1.00
7	13	6.0	200	637	248	277	F	T	0.20	内部	F+P	0	425	1.06
8	13	3.0	200	660	641	287	T	F	0.80	表面	M+B	12	350	0.88
9	13	9.0	200	657	293	286	T	T	0.03	内部	F+P	1	425	1.06
10	13	6.0	300	576	287	251	T	T	0.20	表面	F+P	2	350	0.88
11	9	6.0	200	639	255	278	F	T	0.20	内部	F+P	11	400	1.00

【0093】

以上の工程により製造された供試材に対して、次の試験を実施した。

【0094】

[ミクロ組織観察試験]

焼戻し後の供試材のR/2位置から、ミクロ組織観察用サンプルを採取した。採取されたサンプルの表面(観察面)を鏡面研磨した後、観察面を3%硝酸アルコール(ナイトル腐食液)にてエッチングした。エッチングされた観察面のうち、任意の5視野を500倍の光学顕微鏡にて観察して、写真画像を生成した。各視野のサイズは200 μm × 200 μmとした。各視野において、フェライト、パーライト、ベイナイト等の各相は、相ごと

10

20

30

40

50

にコントラストが異なる。したがって、コントラストに基づいて、各相を特定した。各視野においてフェライト及びパーライトを特定し、全ての視野のフェライトの総面積 (μm^2) を求め、全ての視野のパーライトの総面積 (μm^2) を求めた。全ての視野のフェライトの総面積と、全ての視野のパーライトの総面積との合計の、全ての視野の総面積に対する割合を、フェライト及びパーライトの総面積率 (%) と定義した。フェライト及びパーライトの総面積率が 95.0% 以上である場合、マイクロ組織がフェライト及びパーライトからなる、と判断した。判定結果を表 2 中の「マイクロ組織」欄に示す。「F + P」は、マイクロ組織中のフェライト及びパーライトの総面積率が 95.0% 以上であり、マイクロ組織がフェライト及びパーライトからなる組織であったことを示す。「M + B」は、マイクロ組織がマルテンサイト及びベイナイトからなる組織であったことを示す。

10

【0095】

[ピッカース硬さ Hs 測定試験]

焼戻し後の供試材の表面の任意の 3 点に対して、JIS Z 2244 (2009) に準拠したピッカース硬さ試験を実施した。試験力は 1.96 N とした。得られたピッカース硬さの算術平均値を、ピッカース硬さ Hs (HV) と定義した。得られたピッカース硬さ Hs を表 2 中の「Hs」欄に示す。また、Hs / 2.3 を表 2 中の「Hs / 2.3」欄に示す。

【0096】

[ピッカース硬さ Hb 測定試験]

焼戻し後の供試材を、軸方向に対して垂直に切断した。切断した供試材の断面において、R / 2 位置の任意の 3 点に対して、JIS Z 2244 (2009) に準拠したピッカース硬さ試験を実施した。試験力は 98 N とした。得られたピッカース硬さの算術平均値を、R / 2 位置でのピッカース硬さ Hb (HV) と定義した。得られたピッカース硬さ Hb を表 2 中の「Hb」欄に示す。ピッカース硬さ Hb が式 (1) の下限以上である場合、表 2 の「式 (1) 下限」欄に「T (True)」を表記する。ピッカース硬さ Hb が式 (1) の下限未満である場合、表 2 の「式 (1) 下限」欄に「F (False)」を表記する。ピッカース硬さ Hb が式 (1) の上限以下である場合、表 2 の「式 (1) 上限」欄に「T (True)」を表記する。ピッカース硬さ Hb が式 (1) の上限より高い場合、表 2 の「式 (1) 上限」欄に「F (False)」を表記する。

20

【0097】

[硬化層深さ Hr 測定試験]

供試材を、軸方向に対して垂直に切断した。切断した供試材の断面において、表面から深さ方向 (径方向) に 0.1 mm ピッチでピッカース硬さを測定した。ピッカース硬さは、JIS Z 2244 (2009) に準拠したピッカース硬さ試験を実施し、試験力は 1.96 N とした。得られたピッカース硬さから、深さ方向 (径方向) のピッカース硬さ分布を作成した。ピッカース硬さ分布において、ピッカース硬さが 620 HV 以上となる深さを、硬化層深さ (mm) と定義した。軸部の軸方向に垂直な断面において、表面の任意の 3 箇所から上述の深さ方向のピッカース硬さ分布を求め、各位置 (3 箇所) の硬化層深さの算術平均値を、硬化層深さ Hr (mm) と定義した。硬化層深さ Hr の、供試材の半径 R (6 mm) に対する比 (= Hr / R) を求めた。得られた Hr / R を表 2 の「Hr / R」欄に示す。

30

40

【0098】

[粗大 V 含有析出物の個数密度 (個 / $276 \mu\text{m}^2$) 測定試験]

供試材の軸方向に垂直な方向に切断した。切断面において、上述の硬化層深さ Hr 測定試験結果に基づいて、硬化層を特定した。特定された硬化層の略 1 / 2 の深さ位置から、サンプルを採取した。サンプル表面のうち、供試材の軸方向に垂直な断面に相当する表面を観察面とした。TEM を用いて 30000 倍の倍率で、観察面内の任意の 10 視野 (1 視野あたりの面積は $27.6 \mu\text{m}^2$) を観察した。各視野 (観察面という) 中の析出物及び介在物に対して、各析出物及び介在物が含有する元素の含有量を EDX を用いて定量分析して、視野中の析出物及び介在物のうち、V 含有量が質量 % で 10% 以上のものを、「

50

V含有析出物」と特定した。サンプル（薄膜サンプル）の厚さは約50nmとした。

【0099】

特定された各V含有析出物の円相当径を求めた。全ての視野中のV含有析出物のうち、円相当径が100nmを超えるV含有析出物を、「粗大V含有析出物」と定義し、全ての視野での粗大V含有析出物の総個数を求めた。求めた粗大V含有析出物の総個数に基づいて、粗大V含有析出物の個数密度（個/276 μm^2 ）を求めた。

【0100】

[回転曲げ疲労試験]

各試験番号の供試材を用いて、JIS Z 2274（1978）に準拠した回転曲げ疲労試験を実施した。具体的には、回転数を3600rpmとし、応力負荷繰返し回数が10⁷サイクル後において破断しなかった最大応力を疲労強度（MPa）とした。試験番号5の供試材の疲労強度を基準として、試験番号5の疲労強度に対する各試験番号の疲労強度の比（以下、疲労強度比という）を次式により求めた。

疲労強度比 = 各試験番号の疲労強度 / 試験番号5の疲労強度

疲労強度比は、得られた数値の小数第三位を四捨五入して求めた。疲労強度比が1.10以上である場合、疲労強度に優れると判断した。

【0101】

なお、回転曲げ疲労試験後の破断した供試材の割れの発生位置（疲労破壊起点位置）については、破面をSEMで観察して特定した。表2中の「破壊起点」欄のうち、「表面」は供試材の表面で疲労破壊の起点が観察されたことを意味する。「内部」は、供試材のうち、硬化層よりも内部（つまり芯部）で疲労破壊の起点が観察されたことを意味する。

【0102】

[試験結果]

表1及び表2を参照して、試験番号1～4の化学組成は適切であった。さらに、製造条件も適切であった。そのため、R/2位置でのマイクロ組織はフェライト及びパーライトからなり、表面ビッカース硬さHsは620HV以上であった。さらに、R/2位置でのビッカース硬さHbは式(1)を満たし、硬化層深さHrの供試材の半径Rに対する比(Hr/R)は式(2)を満たした。さらに、粗大V含有析出物の個数密度が10個/276 μm^2 以下であった。その結果、試験番号1～4の疲労強度比は、基準となる試験番号5の疲労強度の1.10倍以上であり、優れた疲労強度が得られた。

【0103】

一方、試験番号6では、C含有量及びV含有量が低すぎた。そのため、試験番号6では、表面ビッカース硬さHsは620HV未満となり、疲労強度比が1.10未満であり、疲労強度が低かった。

【0104】

試験番号7では、Vが含有されていなかった。そのため、試験番号7では、R/2位置でのビッカース硬さHbが式(1)を満たさなかった。その結果、疲労強度比が1.10未満であり、疲労強度が低かった。なお、回転曲げ疲労試験後の供試材を観察した結果、供試材の硬化層近傍の芯部領域に割れが発生していた。

【0105】

試験番号8では、高周波誘導加熱装置の移動速度が遅すぎた。そのため、供試材が過剰に焼入れされた。その結果、Hr/Rが式(2)の上限を超えた。さらに、粗大V含有析出物の個数密度が10個/276 μm^2 を超えた。その結果、R/2位置でのビッカース硬さHbは350HVを超えた。さらに、疲労強度比が1.10未満であり、疲労強度が低かった。

【0106】

試験番号9では、高周波誘導加熱装置の移動速度が速すぎた。そのため、Hr/Rが式(2)の下限未満であった。その結果、疲労強度比が1.10未満であり、疲労強度が低かった。なお、回転曲げ疲労試験後の供試材を観察した結果、供試材の硬化層近傍の芯部領域に割れが発生していた。

10

20

30

40

50

【 0 1 0 7 】

試験番号 1 0 では、焼戻し温度が高すぎた。そのため、供試材の表面のビッカース硬さ H_s が 620HV よりも低かった。その結果、疲労強度比が 1.10 未満であり、疲労強度が低かった。

【 0 1 0 8 】

試験番号 1 1 では、熱間鍛造後の鋼材温度が $800 \sim 500$ での平均冷却速度 CR が遅すぎた。そのため、粗大 V 含有析出物の個数密度が 10 個 / $276\mu\text{m}^2$ を超えた。さらに、 $R/2$ 位置でのビッカース硬さ H_b が式 (1) の下限未満となった。その結果、疲労強度比が 1.10 未満であり、疲労強度が低かった。

【 0 1 0 9 】

以上、本発明の実施の形態を説明したが、上述した実施の形態は本発明を実施するための例示に過ぎない。よって、本発明は上述した実施の形態に限定されることなく、その趣旨を逸脱しない範囲内で上述した実施の形態を適宜変形して実施することが可能である。

10

20

30

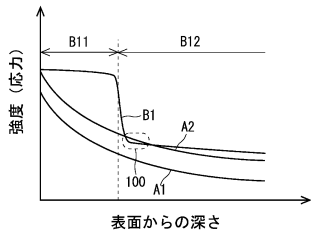
40

50

【図面】

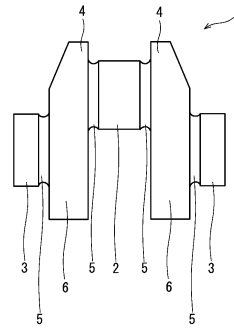
【図 1】

FIG. 1



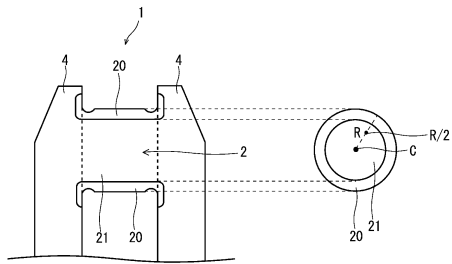
【図 2】

FIG. 2



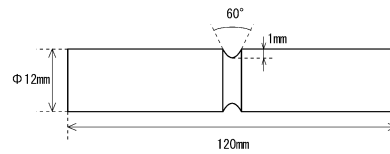
【図 3】

FIG. 3



【図 4】

FIG. 4



10

20

30

40

50

フロントページの続き

- (56)参考文献 特開 2 0 1 7 - 1 7 1 9 7 7 (J P , A)
国際公開第 2 0 1 5 / 1 7 4 0 8 8 (W O , A 1)
特開昭 6 2 - 1 9 9 7 5 0 (J P , A)
- (58)調査した分野 (Int.Cl., D B 名)
- | | |
|---------|-----------------------|
| C 2 2 C | 3 8 / 0 0 - 3 8 / 6 0 |
| C 2 1 D | 9 / 3 0 |
| C 2 1 D | 8 / 0 6 |