

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局(43) 国際公開日
2005 年 10 月 27 日 (27.10.2005)

PCT

(10) 国際公開番号
WO 2005/100626 A1

(51) 国際特許分類: C22C 38/00, 38/60, F16C 3/06

(21) 国際出願番号: PCT/JP2005/007485

(22) 国際出願日: 2005 年 4 月 13 日 (13.04.2005)

(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:
特願2004-121458 2004 年 4 月 16 日 (16.04.2004) 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 番
3 号 Tokyo (JP). 本田技研工業株式会社 (HONDA MO-
TOR CO., LTD) [JP/JP]; 〒1078556 東京都港区南青山
二丁目 1 番 1 号 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 番 3 号 JFEスチール株式会社 知的財産部内
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,
Tohru) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二
丁目 2 番 3 号 JFEスチール株式会社 知的財産部内
Tokyo (JP). 大森 靖浩 (OMORI, Yasuhiro) [JP/JP]; 〒
1000011 東京都千代田区内幸町二丁目 2 番 3 号 JFE
スチール株式会社 知的財産部内 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 番 3 号 JFEスチール株式会
社 知的財産部内 Tokyo (JP). 水野 孝樹 (MIZUNO, Koki)
[JP/JP]; 〒3510193 埼玉県和光市中央一丁目 4 番 1 号
株式会社本田技術研究所内 Saitama (JP). 松田 英樹(MATSUDA, Hideki) [JP/JP]; 〒3510193 埼玉県和光
市中央一丁目 4 番 1 号 株式会社本田技術研究所内
Saitama (JP). 小林 誠司 (KOBAYASHI, Seiji) [JP/JP]; 〒
3510193 埼玉県和光市中央一丁目 4 番 1 号 株式会
社本田技術研究所内 Saitama (JP).(74) 代理人: 落合 憲一郎 (OCHIAI, Kenichiro); 〒1000005
東京都千代田区丸の内一丁目 1 番 2 号 JFEテクノリ
サーチ株式会社 特許出願部内 Tokyo (JP).(81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が
可能): AE, AG, AL, AM, 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, KE, KG, KM, KP, KR, KZ, LC, LK, LR, LS,
LT, LU, LV, MA, MD, MG, MK, MN, MW, MX, MZ, NA,
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, 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。

(54) Title: CRANKSHAFT EXCELLENT IN FLEXURAL FATIGUE STRENGTH

(54) 発明の名称: 曲げ疲労強度に優れるクランクシャフト

(57) Abstract: A crankshaft being excellent in flexural fatigue strength and having a quench hardened layer on the surface of a crank pin portion and a journal portion thereof, characterized in that it has a chemical composition, in mass %, that C: 0.40 to 0.51 %, Si: 0.30 to 0.80 %, Mn: 0.50 to 1.50 %, Al: 0.040 % or less (including 0 %), Ti: 0.005 to 0.06 %, Mo: 0.15 to 0.50 %, B: 0.0005 to 0.0030 %, S: 0.06 % or less, P: 0.02 % or less, Cr: 0.2 % or less, and the balance: Fe and inevitable impurities, the base material thereof has a bainite structure and/or a martensite structure in a total proportion of 10 % or more, a surface-hardened layer after induction hardening has an old austenite grain diameter of 10 μ m or less over the whole thickness of the hardened layer, and a fillet r part of the crank pin portion and the journal portion has a flexural fatigue strength of 800 MPa or more. The above crankshaft exhibits a flexural fatigue strength superior to that of a conventional one.(57) 要約: 従来よりも曲げ疲労強度に優れるクランクシャフトを提案する。クランクピン部およびジャーナル部の表面に焼入れ硬化層を有するクランクシャフトであって、C: 0.40~0.51mass%、Si: 0.30~0.80mass%、Mn: 0.50~1.50mass%、Al: 0.040mass%以下(ゼロを含む)、Ti: 0.005~0.06mass%、Mo: 0.15~0.50mass%、B: 0.0005~0.0030mass%、S: 0.06mass%以下、P: 0.02mass%以下およびCr: 0.2mass%以下を含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物の組成になり、母材組織が、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が10%以上であり、さらに高周波焼入れ後の表面硬化層の旧オーステナイト粒径が硬化層全厚にわたり10 μ m以下であり、クランクピン部およびジャーナル部のフィレットr部分の曲げ疲労強度が800MPa以上であることを特徴とする、曲げ疲労強度に優れるクランクシャフト。

WO 2005/100626 A1

明細書

曲げ疲労強度に優れるクランクシャフト

技術分野

本発明は、クランクピン部およびジャーナル部の表面に高周波焼入れによる硬化層をそなえるクランクシャフトに関し、特に、その曲げ疲労強度の有利な向上を図ろうとするものである。

背景技術

自動車エンジンなどの内燃機関におけるピストンの往復運動を回転運動に変更する部品として、クランクシャフトが用いられている。

このクランクシャフト 1 は、図 1 に示すように、シリンダーへのジャーナル部 2、ピストン用コネクティングロッドの軸受け部であるクランクピン部 3、クランクウェブ部 4 およびカウンタウェイト部 5 を備えていて、特にジャーナル部 2 およびクランクピン部 3 には高周波焼入れを施して、その疲労強度の向上を図っている。

しかしながら、最近の内燃機関の高出力化に伴い、クランクシャフトのさらなる強化、特に曲げ疲労強度の向上が要請されている。ここに、クランクシャフトの曲げ疲労強度を向上させるには、上記したジャーナル部 2 およびクランクピン部 3、とくにジャーナル部 2 のカウンタウェイト部 5 との境界並びにクランクピン部 3 のクランクウェブ部 4 との境界点である、フィレット r 部 7 における疲労強度を高めることが有効である。

なぜなら、この部位は形状的に応力が集中する部分であり、クランクシャフトの疲労破損の起点となりやすいためである。

疲労強度を向上させるためには、粒界強度の向上が有効であり、この観点から、TiC を分散させることによって旧オーステナイト粒径を微細化する技術が、例えば特許文献 1 に提案されている。

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、クランクシャフトの曲げ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。

また、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 $0.3 \sim 0.7$ に制限した上で、この CD/R と高周波焼入れ後の表面から 1 mm までのオーステナイト結晶粒径 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、この部品では、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。このため、やはり本発明で所期したほど良好な曲げ疲労強度を得ることはできなかった。

さらに、特許文献 3 には、成形加工後、二段の高周波焼入れにより、表面 γ 粒度を JIS G0551 の粒度 No. で 10 以上とし、かつ炭化物を微細に分散させることによって転動疲労強度を改善する技術が提案されている。

しかしながら、この技術は、焼入れ硬化層深さが浅いこともあって、やはり本発明で所期したほど良好な曲げ疲労強度を得ることはできなかった。

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)

特許文献 3 : 特開平 7-118791 号公報 (特許請求の範囲)

発明の開示

本発明は、上記の現状に鑑み開発されたもので、従来よりも曲げ疲労強度に優れるクランクシャフトについて、提案することを目的とする。

さて、発明者らは、クランクシャフトの曲げ疲労強度を効果的に向上させるべく、鋭意検討を行った。

その結果、以下に述べるように、クランクシャフトの化学組成、組織および焼入れ後の硬化層全厚にわたる旧オーステナイト粒径を最適化することにより、優れた曲げ疲労強度を有するクランクシャフトが得られるとの、以下の (i) ないし (iii) の知見

を得た。

(i) 適正な化学組成に調整したクランクシャフトの必要部位に、焼入れを施し、焼入れ硬化層全厚にわたる旧オーステナイト粒径を $10\mu\text{m}$ 以下好ましくは $5\mu\text{m}$ 以下とすることによって、曲げ疲労強度が顕著に向上する。具体的には、化学組成に関しては、特に Si および Mo を適正な範囲で添加することで、高周波焼入れ加熱時におけるオーステナイトの核生成サイト数が増加し、またオーステナイト粒の成長が抑制されることにより、焼入れ硬化層の粒経が効果的に微細化し、その結果曲げ疲労強度が顕著に向上する。

(ii) クランクシャフトの母材の組織、すなわち焼入れ前の組織を、ベイナイト組織および／またはマルテンサイト組織が特定の分率で含有された組織にすると、ベイナイト組織あるいはマルテンサイト組織がフェライトー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。その結果、焼入れ硬化層の粒径が微細となり、これにより粒界強度が向上し、曲げ疲労強度が向上する。

(iii) さらに、クランクシャフトにおける焼入部の必要箇所について検討を行ったところ、クランクシャフトの使用環境下ではピン部およびジャーナル部のフィレット r 部に応力が集中するため、この部分の焼入深さを十分に確保する必要があることがわかった。そして、この部分の焼入れ深さ（硬化層厚）が 2.0mm より浅い場合には、内部の焼き境（硬化層と非硬化層との境目位置）を起点に早期の疲労破壊を起こすことが判明した。従って、フィレット r 部の硬化層の厚みを 2.0mm 以上として内部起点の早期破壊を抑制することが曲げ疲労強度の向上に特に有効であることがわかった。

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) クランクピン部およびジャーナル部の表面に焼入れ硬化層を有するクランクシャフトであって、

C : $0.40\sim 0.51\text{mass}\%$ 、

Si : $0.30\sim 0.80\text{mass}\%$ 、

Mn : $0.50\sim 1.50\text{mass}\%$ 、

Al : $0.040\text{mass}\%$ 以下（ゼロを含む）、

Ti : 0.005~0.06mass%、
Mo : 0.15~0.50mass%、
B : 0.0005~0.0030mass%、
S : 0.06mass%以下、
P : 0.02mass%以下および
Cr : 0.2mass%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り、母材組織が、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が10%以上であり、さらに高周波焼入れ後の表面硬化層の旧オーステナイト粒径が硬化層全厚にわたり10 μ m以下であり、クランクピン部およびジャーナル部のフィレットr部分の曲げ疲労限強度が800MPa以上であることを特徴とする、曲げ疲労強度に優れるクランクシャフト。

(2) 上記(1)において、鋼材の成分組成が、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

のうちから選んだ1種または2種以上を含有する組成になることを特徴とする、曲げ疲労強度に優れるクランクシャフト。

(3) 上記(1)または(2)において、鋼材の成分組成が、さらに

Te : 0.2mass%以下、
Se : 0.2mass%以下、
Ca : 0.02mass%以下、
REM : 0.03mass%以下、
Zr : 0.2mass%以下、
Sn : 0.3mass%以下、
Sb : 0.2mass%以下、
Mg : 0.02mass%以下および
Hf : 0.1mass%以下

のうちから選んだ1種または2種以上を含有する組成になることを特徴とする、曲げ疲労強度に優れるクランクシャフト。

(4) クランクピン部およびジャーナル部の表面に焼入れ硬化層を有するクランクシャフトであって、

C : 0.45~0.51mass%、
Si : 0.40~0.80mass%、
Mn : 0.50~0.70mass%、
Al : 0.005~0.040mass%以下、
Ti : 0.005~0.030mass%、
Mo : 0.30~0.50mass%、
B : 0.0005~0.0030mass%、
S : 0.06mass%以下、
P : 0.02mass%以下および
Cr : 0.2mass%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り、母材組織が、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が10%以上であり、さらに高周波焼入れ後の表面硬化層の旧オーステナイト粒径が硬化層全厚にわたり5 μ m以下であり、クランクピン部およびジャーナル部のフィレットr部分の曲げ疲労限強度が800MPa以上であることを特徴とする、曲げ疲労強度に優れるクランクシャフト。

(5) 上記(4)において、鋼材の成分組成が、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

のうちから選んだ1種または2種以上を含有する組成になることを特徴とする、曲げ疲労強度に優れるクランクシャフト。

図面の簡単な説明

図1は、 クランクシャフトの模式図ある。

図2は、フィレットr部および軸平滑部の硬化層厚を説明する模式図である。

図3は、クランクシャフトの高周波焼入れの位置を示した図である。

図4は、 本発明に従う耐久試験の概要を示した図である。

図1から4の中で使用されている符号の説明は以下のとおりである。

1 クランクシャフト、 2 ジャーナル部、 3 クランクピン部、 4 クランクウェブ部、 5 カウンタウェイト部、 6 硬化層、 7 フィレットr部、 8 軸平滑部。

発明を実施するための最良の形態

以下、本発明を具体的に説明する。

まず、本発明において、クランクシャフト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 : 0.40~0.51mass%

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および深さを高めて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0.40mass%に満たないと、必要とされる疲労強度を確保するためには焼き入れ硬化深さを飛躍的に深くしなくてはならず、その際焼割れの発生が顕著となり、またベイナイト組織も生成し難くなるため、0.40mass%以上を添加する。一方、0.51mass%を超えて含有させると粒界強度が低下し、それに伴い曲げ疲労強度が低下し、また切削性、冷間鍛造性および耐焼割れ性も低下する。このためCは、0.40~0.51mass%の範囲に限定した。なお、0.45mass%以上がより好ましい範囲である。

Si : 0.30~0.80mass%

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共に、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曲げ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、0.30mass%以上の含有を必須とする。というのは、Si量を0.30mass%以上とすることによって、硬化層全厚にわたって粒径を10 μ m以下の微細粒とすることができるからである。しかしなが

ら、Si 量が 0.80mass%を超えると、フェライトの固溶硬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。従って、Si は、0.30～0.80mass%の範囲に限定した。なお、より好ましい Si 量は 0.40mass%以上である。

Mn : 0.50～1.50mass%

Mn は、焼入れ性を向上させ、焼入れ時の硬化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 0.50mass%未満ではその添加効果に乏しいので、0.50mass%以上とした。一方、Mn 量が 1.50mass%を超えると、母材の硬質化を招き、被削性に不利となるので、Mn は 1.50mass%以下とした。より好ましい Mn 量は 0.70mass%以下である。

Al : 0.040mass%以下（ゼロを含む）

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り、必要に応じて好ましくは 0.005mass%以上で含有させることができる。しかしながら 0.040mass%を超えて含有させてもその効果は飽和し、むしろ酸化物の増加により疲労強度の低下を招くおそれがあるため、Al は 0.040mass%以下の範囲に限定した。

Ti : 0.005～0.06mass%

Ti は、不可避的不純物として混入する N と結合することで、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、0.06mass%を超えて含有されると、TiN の粗大化や、酸化物の生成をまねく結果、これらが疲労破壊の起点となって曲げ疲労強度の著しい低下を招くことから、Ti は 0.005～0.06mass%の範囲に限定した。より好ましい範囲は 0.030mass%以下である。

Mo : 0.15～0.50mass%

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細粒化する作用がある。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。さらに、焼入れ性の向上に有用な元素であるため、焼入れ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もある。

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 0.15mass% 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全厚にわたって粒径が $10\mu\text{m}$ 以下の微細粒とすることができない。しかしながら、0.50mass%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。従って、Mo は 0.15～0.50mass%の範囲に限定した。より好ましい Mo 量は、0.30～0.50mass%の範囲である。

B : 0.0005～0.0030mass%

B は、ベイナイト組織あるいはマルテンサイト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高めることにより曲げ疲労強度を向上させる効果がある。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、粒界強度を向上させ、もって曲げ疲労強度を向上させる作用もある。

このため、本発明では、B を積極的に添加するが、含有量が 0.0005mass% に満たないとその添加効果に乏しく、一方 0.0030mass%を超えて含有させるとその効果は飽和し、ボロン化合物の増加により疲労強度の低下を招くため、B は 0.0005～0.0030mass%の範囲に限定した。

S : 0.06mass%以下

S は、鋼中で MnS を形成し、切削性を向上させる有用元素であるが、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。

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、曲げ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。従って、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。

Cr : 0.2mass%以下

Cr は、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曲げ疲労強度を低下させる。従って、Cr の含有は極力低減することが望ましいが、0.2mass%までは許容できる。

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、曲げ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、曲げ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。

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、曲げ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ので、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ため、0.05mass%以上含有させることが望ましい。

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、曲げ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%未満の添加では、粒界強度の低下抑制効果が小さいため、0.01mass%以上添加することが望ましい。

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、焼もど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曲げ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その効果は飽和するので、0.1mass%を上限とする。なお、0.005%未満の添加では、析出強化用および焼もど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。

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、焼もどし軟化抵抗性を向上させる元素でもあり、これらの効果により曲げ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ので、0.5mass%以

下とする。なお、0.01mass%未満の添加では、曲げ疲労強度の向上効果が小さいので、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。

Te : 0.2mass%以下

Se : 0.2mass%以下

Te および Se は、それぞれ Mn と結合して MnTe および MnSe を形成し、これら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、含有量がそれぞれ 0.2mass%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 0.2mass%以下で含有させるものとした。なお、好適範囲は 0.1mass%以下である。また、被削性の改善のためには、Te の場合は 0.003mass%以上、Se の場合は 0.003mass%以上含有させることが好ましい。

Ca : 0.02mass%以下

REM : 0.03mass%以下

Zr : 0.2mass%以下

Ca、REM および Zr はそれぞれ 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、Ca、REM および Zr をそれぞれ、0.02mass%、0.03mass%および0.2mass%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。より好ましくは Ca : 0.01mass%以下、REM : 0.015mass%以下、Zr : 0.1mass%以下の範囲である。なお、被削性の改善のためには、Ca は 0.0001mass%以上、REM は 0.0001mass%以上、Zr は 0.003mass%以上含有させることが好ましい。

Sn : 0.3mass%以下

Sb : 0.2mass%以下

Sn および Sb はいずれも、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、Sn : 0.3mass%および Sb : 0.2mass%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、それぞれ上記の範囲で含有させるものとした。より好ましくは、Sn : 0.15mass%以下、Sb : 0.1mass%以下の範囲である。なお、被削性改善のためには、Sn は 0.005mass%以上、Sb は 0.0005mass%以上含有させることが好ましい。

Mg : 0.02mass%以下、Hf : 0.1mass%以下

Mg および Hf はいずれも、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、それぞれ上記の範囲で含有させるものとした。より好ましくは、Mg : 0.01mass%以下、Hf : 0.05mass%以下の範囲である。なお、被削性の改善のためには、Mg は 0.0001mass%以上、Hf は 0.005mass%以上含有させることが好ましい。

以上、好適成分組成の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、鋼組織の調整も重要である。

すなわち、本発明においては、クランクシャフトの母材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分率（vol%）で10%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、フェライトー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、曲げ疲労強度が向上する。

ここに、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は20vol%以上とすることがより好ましい。

なお、ベイナイト組織あるいはマルテンサイト組織以外の残部組織は、フェライト、パーライト等いずれでもよく、特に規定しない。

また、焼入れ後の硬化層の粒径の微細化に関しては、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、製造上有利となる。

また、本発明のクランクシャフトでは、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、その全厚にわたって旧オーステナイト粒径を10 μ m以下とする必要がある。というのは、焼入れ硬化層の全厚にわたる粒径が10 μ mを超えると、十分な粒界強度が得られず、その結果満足行くほどの曲げ疲労強度の向上が望めないからである。なお、好ましくは、5 μ m以下、さらに好ましくは2 μ m以下である。

ここに、焼入れ硬化層の全厚にわたる旧オーステナイト粒径の測定は、次のようにして行う。

高周波焼入れ後の本発明のクランクシャフトでは、高周波焼入れした部分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、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 98% に減少するまでの深さ領域を硬化層と定義する。

そして、この硬化層について、表面から硬化層厚の $1/5$ 位置、 $1/2$ 位置および $4/5$ 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 $10\mu\text{m}$ 以下である場合に、焼入れ硬化層の全厚にわたる旧オーステナイト粒径が $10\mu\text{m}$ 以下であるとする。

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（1 視野の面積： $0.25\text{mm} \times 0.225\text{mm}$ ）から 1000 倍（1 視野の面積： $0.10\text{mm} \times 0.09\text{mm}$ ）で、各位置毎に 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より行う。

さらに、本発明のクランクシャフトでは、特にクランクピン部およびジャーナル部のフィレット r 部分では、その曲げ疲労限強度が 800MPa 以上であることが必要である。なぜなら、これにより、エンジンのコンパクト化または軽量化が実現できるためである。

フィレット r 部の曲げ疲労限強度を 800MPa 以上とするには、フィレット r 部の硬化層厚を 2.0mm 以上とする必要がある。図 2 は、ピン部またはジャーナル部の断面を模式的に示す図であるが、フィレット r 部の硬化層厚とは、図 2 に示すように、フィレット r 部 7 から最も近い焼き境までの距離 L のことを言う。クランクシャフトの使用環境下ではピン部およびジャーナル部のフィレット r 部に応力が集中するため、この部分の焼入深さを十分に確保する必要がある。フィレット r 部の硬化層厚が 2.0mm 未満では、曲げ疲労限強度 800MPa 以上を確保することが困難となる。

また、ピン部およびジャーナル部の軸平滑部 8 の硬化層厚 M についても、2.0mm 以上を確保する必要がある。軸平滑部 8 の硬化層厚を十分に確保しないと軸平滑部 8 の焼き境から内部破壊が発生するようになるためである。なお、軸平滑部の硬化層厚とは、軸平滑部表面から、最も近い焼き境までの距離のことを言う。

次に、本発明の製造条件について説明する。

本発明では、所定の成分組成に調整した鋼材を、熱間圧延により丸棒としたのち、所定の長さに切断し、ついで熱間鍛造によりクランクシャフトに成形後、必要に応じて焼ならしを施したのち、切削加工を施し、その後高周波焼入れ・焼戻し処理を施したのち、必要に応じて仕上げ加工またはショットピーニングを施して、製品とする。

熱間鍛造およびその後の冷却を適性な条件とすることで、上述の母材組織、すなわち焼入れ前の組織を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との分率を 10% 以上とする。熱間鍛造温度は 800℃ 以上とし、熱間鍛造後 0.2℃/s 以上の冷却速度で冷却すればよい。

また、硬化層の旧オーステナイト粒径を 10 μm 以下とするために、高周波焼入れ時の最高到達温度は 800～1050℃ とし、また加熱速度は 200℃/s 以上とする必要がある。最高到達温度が 800℃ 未満では焼入れによる硬化層を形成させることができない。一方、最高到達温度が 1050℃ 超であったり、加熱速度が 200℃/s 未満では、硬化層の旧オーステナイト粒径が 10 μm 超となり、曲げ疲労限強度が確保できなくなる。なお、高周波焼入れ時の最高到達温度は 950℃ 以下とすることがより好ましく、950℃ 以下とすれば、旧オーステナイト粒径が 5 μm 以下の超微細な硬化層を得ることができる。

実施例

表 1 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、熱間圧延により 90mm φ の棒鋼に圧延した。ついで、この棒鋼を所定の長さに切断後、1200℃ に加熱した後に、曲げから仕上げまでの各熱間鍛造を行い、さらにバリ取りを行ってクランクシャフト形状に成形後、約 0.7℃/s で冷却した。なお、鋼記号 C については、比較のため、成形後の冷却を 0.08℃/s の条件としたものも作製した。さらに、オイル穴あけ加工および仕上げ切削加工によりクランクシャフト形状に仕上げた。なお、熱間鍛造の仕上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 900℃ 超とした。

ついで、図 3 にクランクシャフトの断面図を示すように、クランクシャフトのクランクピン部およびジャーナル部の表面に、高周波焼入れ（加熱速度 250℃/s、最高加熱温度 890℃（表 2 中の No. 1～33, 39～42）又は 1030℃（表 2 中の No. 34～38）で保持時間なし）を行って硬化層 6 を形成させたのち、加熱炉を用いて 170℃、30 分の焼戻しを行い、さらに仕上げ加工を施して、製品とした。なお、硬化層深さは、高周波

の出力条件の調整により、調整した。

かくして得られたクランクシャフトの曲げ疲労強度について調べた結果を、表 2 に示す。ここに、クランクシャフトの曲げ疲労強度は、次のようにして評価した。

すなわち、図 4 に示すように、クランクシャフトのクランクピン部にコネクティングロッドを取り付け、クランクシャフトの端部は固定した状態で、各コネクティングロッドに一定の繰り返し荷重を負荷する耐久試験を行い、その時のピン部またはジャーナル部が破損するまでの繰り返し数を求め、 10^7 回以上でも破損しない上限応力を、曲げ疲労限強度とした。

なお、曲げ強度としては、上記の負荷状態におけるフィレット r 部の負荷応力を、有限要素法解析により求めた値で評価した。

また、同じクランクシャフトについて、母材組織、焼入れ後の軸平滑部及びフィレット r 部の硬化層厚み、硬化層の全厚にわたって得られる平均硬化層粒径（旧オーステナイト粒径）を、光学顕微鏡を用いて測定した。

これらの結果も表 2 に併記する。

ここで、硬化層厚みについては、前述したように、鋼材表面からマルテンサイト組織の面積率が 98% に減少する深さまでとした。

さらに、硬化層粒径については、表面から硬化層厚の $1/5$ 位置、 $1/2$ 位置および $4/5$ 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、それらの最大値を示した。

なお、硬化層粒径の測定は、硬化層の厚さ方向に切断した断面について、水 500 g に対しピクリン酸：50 g 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：11 g、塩化第 1 鉄：1 g およびシュウ酸：1.5 g 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。

表1

鋼番号	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	Ti	B	N	Cu	Ni	Co	Nb	V	その他
A	0.48	0.51	0.60	0.010	0.023	0.025	0.04	0.40	0.018	0.0017	0.0044	-	-	-	-	-	適合例
B	0.47	0.70	0.55	0.010	0.015	0.025	0.02	0.42	0.017	0.0014	0.0042	-	-	-	-	-	適合例
C	0.49	0.78	0.65	0.008	0.020	0.027	0.03	0.41	0.016	0.0016	0.0044	-	-	-	-	-	適合例
D	0.48	0.62	0.65	0.009	0.038	0.025	0.03	0.38	0.019	0.0017	0.0048	-	-	-	-	-	適合例
E	0.48	0.75	0.60	0.012	0.020	0.024	0.18	0.38	0.020	0.0016	0.0043	-	-	-	-	-	適合例
F	0.48	0.75	0.59	0.012	0.020	0.024	0.04	0.38	0.019	0.0016	0.0045	-	-	-	-	-	適合例
G	0.49	0.74	0.59	0.013	0.021	0.025	0.04	0.39	0.019	0.0017	0.0044	-	-	-	0.05	-	適合例
H	0.46	0.70	0.60	0.012	0.020	0.024	0.04	0.40	0.020	0.0015	0.0050	-	-	-	-	0.21	適合例
I	0.50	0.68	0.60	0.012	0.021	0.024	0.04	0.38	0.020	0.0015	0.0038	0.4	-	-	-	-	適合例
J	0.49	0.55	0.61	0.012	0.020	0.025	0.03	0.39	0.019	0.0016	0.0041	-	1.5	-	-	-	適合例
K	0.48	0.71	0.60	0.013	0.020	0.025	0.03	0.39	0.021	0.0018	0.0040	-	-	0.45	-	-	適合例
L	0.84	0.65	0.68	0.012	0.019	0.024	0.03	0.40	0.017	0.0018	0.0040	-	-	-	-	-	比較例
M	0.26	0.68	0.65	0.013	0.022	0.022	0.03	0.42	0.018	0.0022	0.0044	-	-	-	-	-	比較例
N	0.46	0.06	0.67	0.012	0.023	0.025	0.01	0.34	0.018	0.0021	0.0032	-	-	-	-	-	比較例
O	0.50	0.76	0.65	0.018	0.019	0.022	0.02	-	0.018	0.0020	0.0041	-	-	-	-	-	比較例
P	0.49	0.58	0.65	0.013	0.014	0.022	0.04	0.38	0.020	0.0045	0.0037	-	-	-	-	-	比較例
Q	0.48	0.65	2.59	0.007	0.018	0.022	0.02	0.38	0.020	0.0020	0.0056	-	-	-	-	-	比較例
R	0.47	0.60	0.64	0.039	0.083	0.022	0.02	0.40	0.021	0.0018	0.0049	-	-	-	-	-	比較例
S	0.47	0.59	0.63	0.008	0.015	0.070	0.02	0.41	0.022	0.0018	0.0049	-	-	-	-	-	比較例
T	0.48	0.70	0.58	0.009	0.018	0.020	0.31	0.41	0.018	0.0019	0.0045	-	-	-	-	-	比較例
U	0.48	0.72	0.64	0.012	0.018	0.018	0.03	0.37	0.080	0.0018	0.0045	-	-	-	-	-	比較例
V	0.48	0.74	0.63	0.013	0.014	0.018	0.04	0.38	0.004	0.0018	0.0040	-	-	-	-	-	比較例
W	0.46	0.45	0.65	0.015	0.040	0.002	0.01	0.38	0.030	0.0020	0.0045	-	-	-	-	-	適合例
X	0.47	0.47	0.70	0.018	0.035	0.001	0.01	0.35	0.040	0.0021	0.0040	-	-	-	-	-	適合例
Y	0.46	0.50	0.67	0.014	0.050	0.002	0.01	0.33	0.028	0.0018	0.0047	-	-	-	-	-	適合例
Z	0.44	0.45	0.70	0.012	0.048	0.001	0.01	0.35	0.030	0.0021	0.0046	-	-	-	-	-	適合例
AA	0.44	0.51	0.68	0.015	0.038	<0.001	0.01	0.38	0.025	0.0022	0.0048	-	-	-	-	-	適合例
AB	0.41	0.32	1.30	0.015	0.030	0.003	0.01	0.18	0.056	0.0022	0.0048	0.05	-	-	-	-	適合例

表2

No.	鋼記号	ベイナイト 組織分率 (vol%)	マルテンサイト 組織分率 (vol%)	軸平滑部の 硬化層厚み (mm)	フィレット部の 硬化層厚み (mm)	硬化層粒径 (μ m)	フィレット部の 曲げ疲労限強度 (MPa)	備考
1	A	81	0	5.0	3.9	3.1	930	発明例
2	A	81	0	4.3	3.2	3.1	880	発明例
3	A	81	0	6.5	4.5	3.1	950	発明例
4	A	81	0	3.2	2.4	3.1	865	発明例
5	B	65	0	4.1	3.1	2.5	925	発明例
6	B	9	91	4.2	3.2	2.2	900	発明例
7	C	88	0	3.8	2.9	1.8	920	発明例
8	C	88	0	6.7	4.6	1.8	990	発明例
9	C	6	0	3.8	2.8	15.0	630	比較例
10	D	28	0	4.0	3.0	3.8	880	発明例
11	E	63	0	4.0	2.9	3.8	890	発明例
12	F	63	0	4.2	3.2	3.6	890	発明例
13	G	61	0	3.8	3.0	2.9	900	発明例
14	H	64	0	3.8	2.8	3.8	885	発明例
15	I	67	0	4.1	3.1	3.7	890	発明例
16	J	87	0	4.3	3.1	3.4	895	発明例
17	K	71	0	3.8	2.9	3.0	900	発明例
18	L	33	0	3.7	2.7	3.2	440	比較例
19	M	8	0	4.0	3.0	14.0	420	比較例
20	N	35	0	4.2	2.8	13.5	580	比較例
21	O	12	0	3.8	2.7	13.7	550	比較例
22	P	7	0	4.0	2.9	4.4	620	比較例
23	Q	87	0	4.0	2.8	3.2	580	比較例
24	R	69	0	3.8	2.9	3.0	620	比較例
25	S	69	0	3.7	2.7	3.1	620	比較例
26	T	24	0	4.0	2.9	2.9	610	比較例
27	U	80	0	4.1	3.0	4.0	640	比較例
28	V	7	0	4.0	3.0	15.3	620	比較例
29	W	80	0	4.8	2.7	4.2	910	発明例
30	X	81	0	5.2	2.6	4.3	960	発明例
31	Y	80	0	4.7	2.6	4.8	905	発明例
32	Z	82	0	4.7	2.6	4.8	900	発明例
33	AA	80	0	4.9	2.7	4.2	910	発明例
34	W	80	0	5.5	2.7	5.5	860	発明例
35	X	81	0	5.1	2.6	7.2	850	発明例
36	Y	80	0	5.3	2.7	6.5	840	発明例
37	Z	82	0	5.5	2.7	5.8	855	発明例
38	AA	80	0	5.7	2.8	8.0	835	発明例
39	A	81	0	4.5	1.5	3.1	660	比較例
40	A	81	0	1.9	2.9	3.1	665	比較例
41	B	80	0	5.3	1.7	2.5	640	比較例
42	B	82	0	1.9	3.0	2.5	655	比較例
43	AB	80	0	5.2	3.0	4.8	945	発明例

表2から明らかなように、本発明で規定した成分組成範囲並びに組織を満足するクランクシャフトはいずれも、硬化層の旧オーステナイト粒径が全厚にわたって $5\mu\text{m}$ 以下を満たしており、その結果、フィレットr部応力で曲げ疲労強度が800MPa以上という、優れた曲げ疲労強度を得ることができた。

これに対して、No. 9は、熱間鍛造後の冷却速度を $0.08^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ と小さくした比較例であるが、ベイナイトとマルテンサイトの合計組織分率が10%未満となっており、その結果、硬化層粒径が粗大となり、曲げ疲労強度が低い。

No. 18は硬化層粒径は微細であるものの、C含有量が本発明の範囲より高いため、粒界強度の低下を招き、そのため曲げ疲労強度が劣っている。

No. 19、20、21はそれぞれC、Si、Moの含有量が本発明の適正範囲よりも低いため、硬化層粒径が粗大となり、曲げ疲労強度が劣っている。

No. 22はB含有量が、またNo. 23はMn含有量が、No. 24はSおよびP含有量が、No. 25はAl含有量が、No. 26はCr含有量が、それぞれ本発明の適正範囲を超えているため、いずれも粒界強度の低下を招き、曲げ疲労強度が劣っている。

No. 27は、Ti含有量が本発明の適正範囲を超えているため、曲げ疲労強度が劣っており、逆にNo. 28はTi含有量が低いため、硬化層粒径が粗大となり、曲げ疲労強度が劣っている。

No. 39および41は、フィレットr部の硬化層厚みが十分でなく、No. 40および42は軸平滑部の硬化層厚みが十分でなく、曲げ疲労強度が劣っている。

産業上の利用可能性

かくして、本発明によれば、従来に比べて、格段に優れた曲げ疲労強度を有するクランクシャフト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の要求に対して偉功を奏する。

請求の範囲

1. クランクピン部およびジャーナル部の表面に焼入れ硬化層を有するクランクシャフトであって、

C : 0.40~0.51mass%、

Si : 0.30~0.80mass%、

Mn : 0.50~1.50mass%、

Al : 0.040mass%以下 (ゼロを含む)、

Ti : 0.005~0.06mass%、

Mo : 0.15~0.50mass%、

B : 0.0005~0.0030mass%、

S : 0.06mass%以下、

P : 0.02mass%以下および

Cr : 0.2mass%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り、母材組織が、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が10%以上であり、さらに高周波焼入れ後の表面硬化層の旧オーステナイト粒径が硬化層全厚にわたり10 μ m以下であり、クランクピン部およびジャーナル部のフィレットr部分の曲げ疲労限強度が800MPa以上であることを特徴とする、曲げ疲労強度に優れるクランクシャフト。

2. 請求項1において、鋼材の成分組成が、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

のうちから選んだ1種または2種以上を含有する組成になることを特徴とする、曲げ疲労強度に優れるクランクシャフト。

3. 請求項1または2において、鋼材の成分組成が、さらに

Te : 0.2mass%以下、
Se : 0.2mass%以下、
Ca : 0.02mass%以下、
REM : 0.03mass%以下、
Zr : 0.2mass%以下、
Sn : 0.3mass%以下、
Sb : 0.2mass%以下、
Mg : 0.02mass%以下および
Hf : 0.1mass%以下

のうちから選んだ1種または2種以上を含有する組成になることを特徴とする、曲げ疲労強度に優れるクランクシャフト。

4. クランクピン部およびジャーナル部の表面に焼入れ硬化層を有するクランクシャフトであって、

C : 0.45~0.51mass%、
Si : 0.40~0.80mass%、
Mn : 0.50~0.70mass%、
Al : 0.005~0.040mass%以下、
Ti : 0.005~0.030mass%、
Mo : 0.30~0.50mass%、
B : 0.0005~0.0030mass%、
S : 0.06mass%以下、
P : 0.02mass%以下および
Cr : 0.2mass%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り、母材組織が、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が10%以上であり、さらに高周波焼入れ後の表面硬化層の旧オーステナイト粒径が硬化層全厚にわたり5 μ m以下であり、クランクピン部およびジャーナル部のフィレットr部分の曲げ疲労限強度が800MPa以上であることを特徴とする、曲げ疲労強度に優れるクランクシャフト。

5. 請求項4において、鋼材の成分組成が、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

のうちから選んだ1種または2種以上を含有する組成になることを特徴とする、曲げ疲労強度に優れるクランクシャフト。

図 1

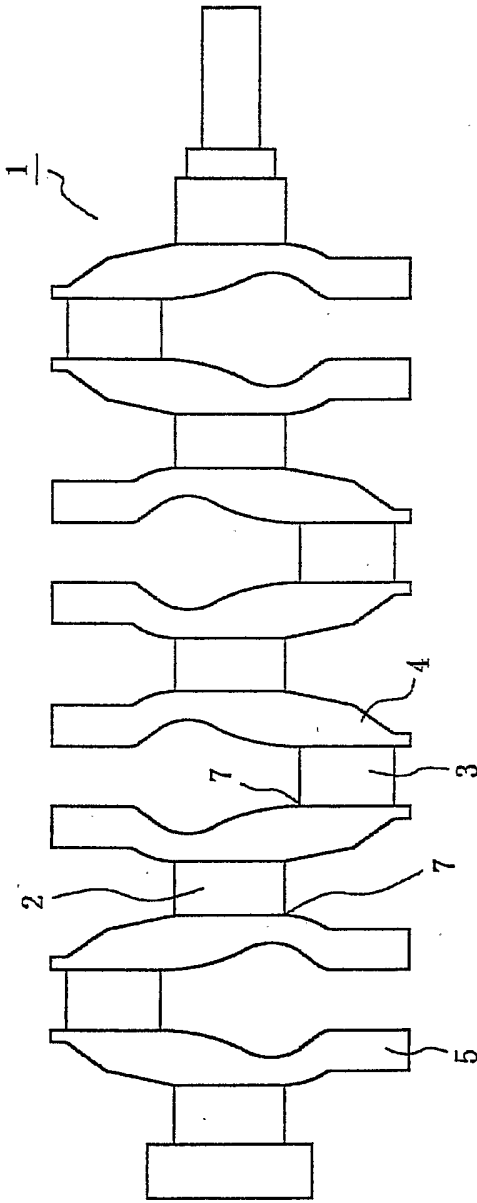


図 2

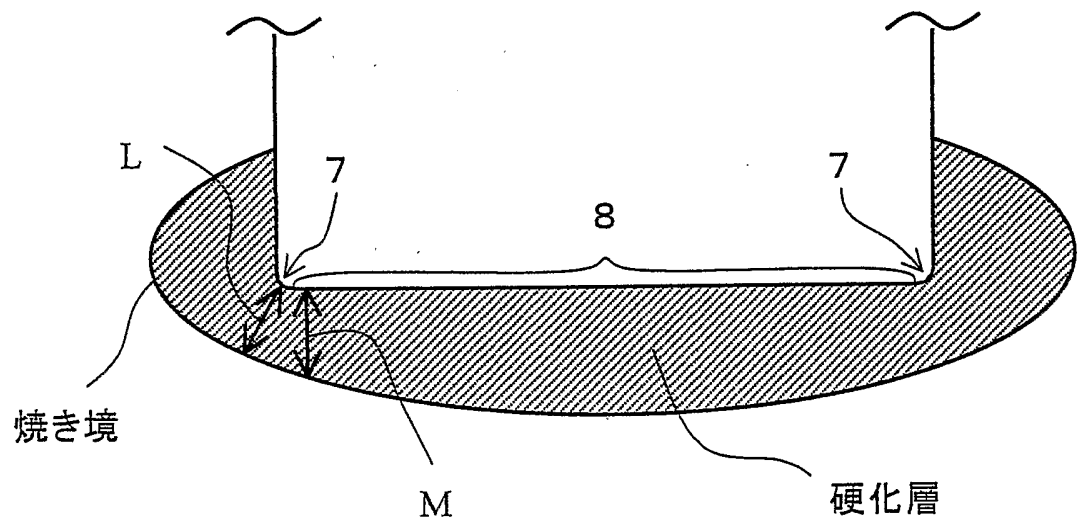


図 3

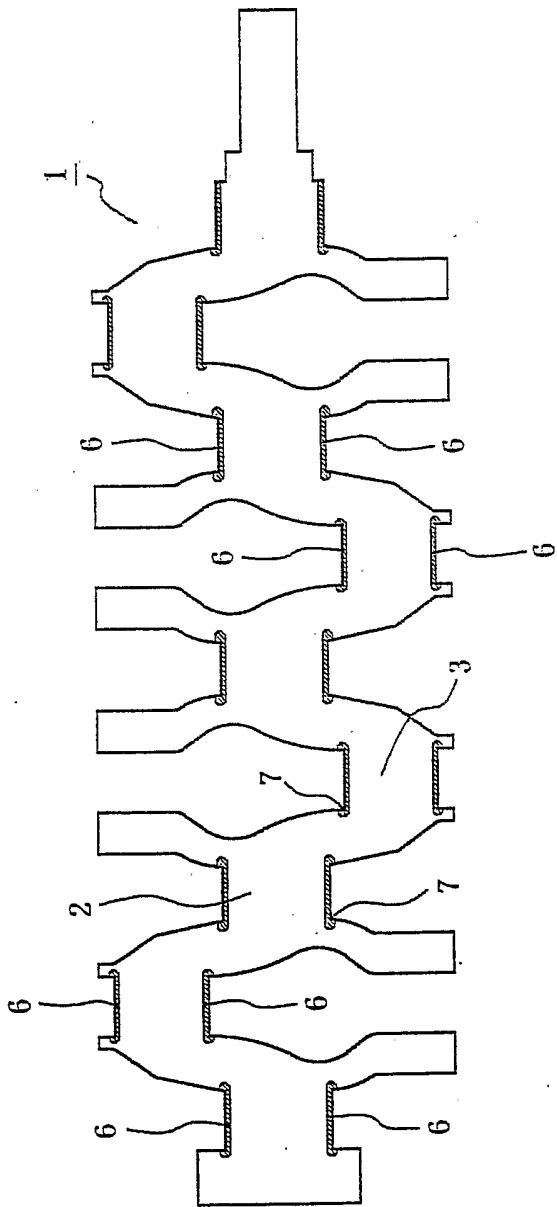
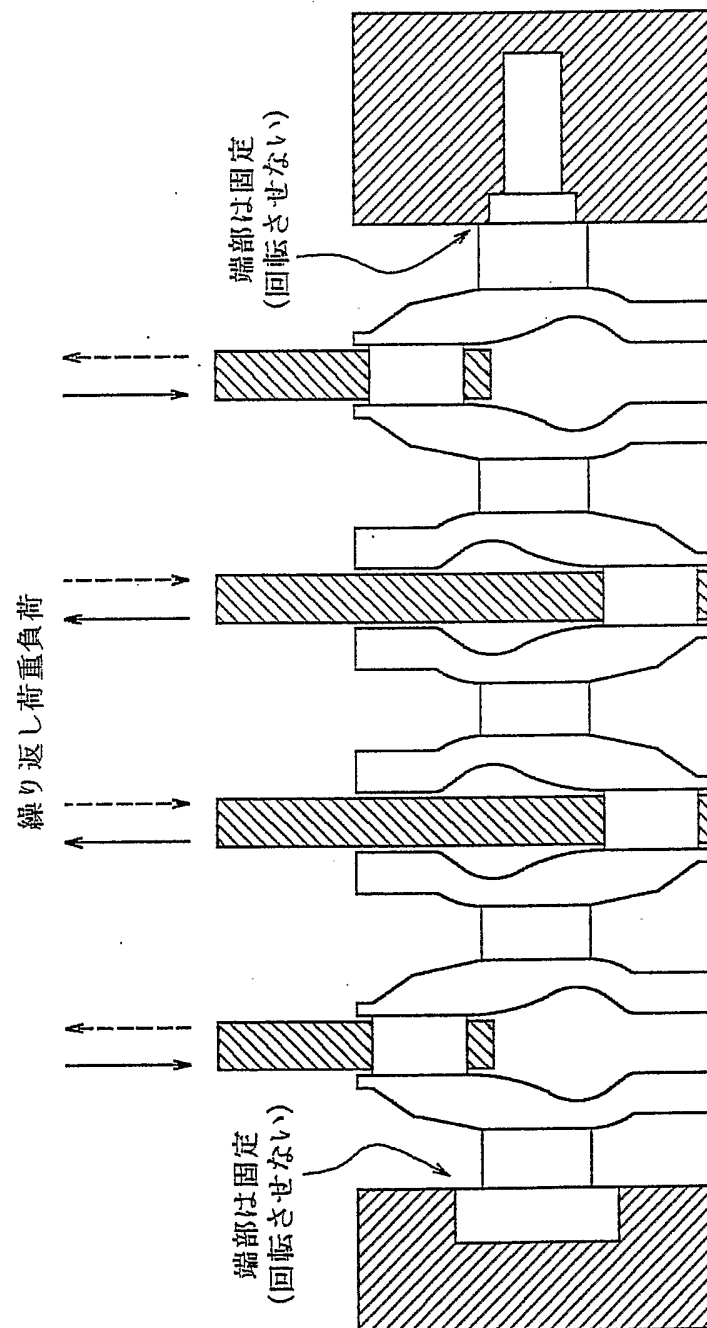


図 4



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2005/007485

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int.Cl.⁷ C22C38/00, 38/60, F16C3/06

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, F16C3/06

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)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 11-71633 A (Nippon Steel Corp.), 16 March, 1999 (16.03.99), Claims (Family: none)	1-5
A	JP 5-279795 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 26 October, 1993 (26.10.93), Claims (Family: none)	1-5
A	JP 8-53714 A (Kobe Steel, Ltd.), 27 February, 1996 (27.02.96), Claims (Family: none)	1-5

☒ Further documents are listed in the continuation of Box C.
 ☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance

"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date

"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)

"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means

"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention

"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone

"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art

"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search
13 July, 2005 (13.07.05)Date of mailing of the international search report
02 August, 2005 (02.08.05)Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2005/007485

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
P, X	JP 2005-60723 A (JFE Suchiru Kabushiki Kaisha), 10 March, 2005 (10.03.05), Claims (Family: none)	1-5

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))

Int.Cl.⁷ C22C38/00, 38/60, F16C3/06

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, F16C3/06

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)

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
A	JP 11-71633 A (新日本製鐵株式会社) 1999.03.16, 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	1-5
A	JP 5-279795 A (住友金属工業株式会社) 1993.10.26, 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	1-5
A	JP 8-53714 A (株式会社神戸製鋼所) 1996.02.27, 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	1-5

☒ C欄の続きにも文献が列挙されている。☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

「A」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
「E」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
「L」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す)
「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献

「T」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの

「X」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの

「Y」特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの

「&」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

13.07.2005

国際調査報告の発送日

02.08.2005

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)

小川 武

4K

9270

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

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
P, X	JP 2005-60723 A (J F E スチール株式会社) 2005. 03. 10, 特許請求 の範囲 (ファミリーなし)	1-5