

(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局

(43) 国際公開日
2020年7月16日(16.07.2020)



(10) 国際公開番号

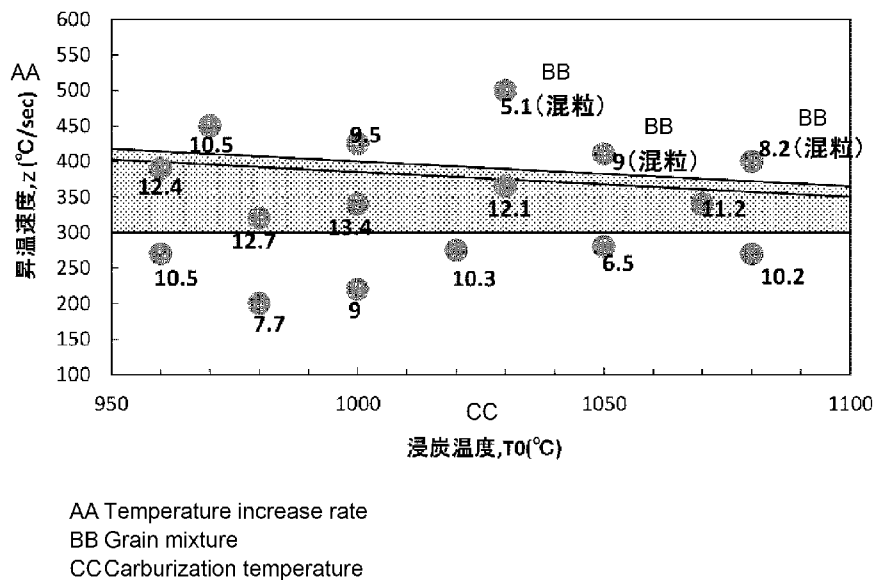
WO 2020/144830 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C21D 9/32 (2006.01)
C21D 1/06 (2006.01) C22C 38/38 (2006.01)
C21D 1/09 (2006.01) C23C 8/22 (2006.01)
C21D 6/00 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2019/000599
- (22) 国際出願日: 2019年1月10日(10.01.2019)
- (25) 国際出願の言語: 日本語
- (26) 国際公開の言語: 日本語
- (71) 出願人: 日本製鉄株式会社 (NIPPON STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者: 梅原 美百合 (UMEHARA, Miyuri); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 渡里 宏二 (WATARI, Koji); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 岩崎 竜也 (IWASAKI, Tatsuya); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP).
- (74) 代理人: 青木 篤, 外 (AOKI, Atsushi et al.); 〒1058423 東京都港区虎ノ門三丁目5番1号 虎ノ門37森ビル青和特許法律事務所 Tokyo (JP).
- (81) 指定国(表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH,

(54) Title: MECHANICAL COMPONENT AND MECHANICAL COMPONENT MANUFACTURING METHOD

(54) 発明の名称: 機械部品及び機械部品の製造方法

図6



(57) Abstract: The present invention provides a mechanical component having extremely high levels of various strengths. This mechanical component has a predetermined compositional makeup, wherein, in a depth range down to 0.5 mm from the surface, a grain boundary oxidation layer is at most 2.0 μm , the Vickers hardness is 750 HV or more, the structure is formed of tempered martensite and retained austenite, the grain size of prior austenite in terms of JIS grain size number is number 11 or higher, a depth position at which the Vickers hardness becomes 550 HV exists in a depth range of 0.7-1.2 mm from the surface, and the Vickers hardness in a depth range of 1.5 mm or deeper from the surface is 200-400 HV.



CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO,
DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT,
HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JO, JP, KE, KG, KH,
KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY,
MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ,
NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT,
QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL,
SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA,
UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.

- (84) 指定国(表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:

- 一 国際調査報告(条約第21条(3))

(57) 要約: 本発明は、各種強度を極めて高いレベルで実現した機械部品を提供すること。本発明の機械部品は、所定の組成を有し、表面から0.5 mmまでの深さ領域について、粒界酸化層が2.0 μm以下であり、ビッカース硬さが750 HV以上であり、組織が焼戻しマルテンサイト及び残留オーステナイトであり、旧オーステナイトの結晶粒径がJIS粒度番号で11番以上であり、表面から0.7 mmから1.2 mmまでの深さ領域に、ビッカース硬さが550 HVとなる深さ位置が存在し、表面から1.5 mm以上の深さ領域でのビッカース硬さが200~400 HVである。

明 細 書

発明の名称： 機械部品及び機械部品の製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、表面から深さ方向における硬さ分布を好適化した機械部品、及び真空浸炭処理と高周波焼入れを併用した機械部品の製造方法に関する。

背景技術

[0002] 自動車用トランスミッション部品を製造する過程においては、曲げ疲労強度及びピitting強度などの向上を目的として、表面硬化処理が施される。近年、自動車の燃費改善の観点から、当該トランスミッション部品は、上記の各種強度の向上を通して、その小型化や軽量化が要請されている。

[0003] 例えば、歯車を製造する場合、表面硬化処理の手段としてはガス浸炭焼入れが一般的に採用される。ガス浸炭処理時には、鋼材表面に粒界酸化層が形成されるとともに、パーライト等の不完全焼入れ組織が生成し、これらの現象によって歯車に関する各種強度が低下することが知られている。そのため、酸化性元素であるS i、M n、C rを低減した鋼が提案されているが、こうした合金元素の調整のみでは、曲げ疲労強度やピitting強度を大幅に改善することは困難である。

[0004] 一方、ガス浸炭焼入れの代わりに真空浸炭焼入れを採用した場合には、以下の利点がある：

1) 鋼材表面に粒界酸化層がみられず、ガス浸炭処理と比較して、各種強度の低減を回避することができ、また

2) 高温での浸炭処理が可能のため、ガス浸炭処理と比較して、処理時間を短縮することができる。

しかしながら、真空浸炭焼入れを採用した場合には、高温で浸炭処理を施すと、旧オーステナイト粒が粗大化し、ひいては曲げ疲労特性が低下するという問題がある。

[0005] 浸炭処理後の旧オーステナイトの結晶粒の粗大化を防止する手段として、

これまでに種々の方法が提案されている。例えば、特許文献1には、Si量を0.3%以下とすることを特徴とした鋼について、浸炭処理後に高周波加熱により鋼部品全体を10℃/秒以上の速度でオーステナイト領域に加熱し、浸炭硬化層の旧オーステナイトの結晶粒度をJIS粒度番号で9番以上とする浸炭部品の製造方法が記載されている。

[0006] 特許文献2には、ガス浸炭処理後に浸炭時の全硬化深さの0.3～1.5倍をオーステナイト化させる高周波加熱を行い、その後焼入れすることによって、旧オーステナイトの結晶粒度がJIS粒度番号で10番以上であり、また、圧縮残留応力が付与された焼き入れ部品の製造方法が開示されている。

先行技術文献

特許文献

[0007] 特許文献1：特開平8-92690号公報

特許文献2：特開昭64-036779号公報

特許文献3：特開2010-007120号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0008] しかしながら、近年、トランスミッション部品の各種強度を極めて高いレベルで要求する車両が利用されている。

[0009] 特許文献3には、真空浸炭焼入れ後に1回以上の高周波焼入れを行うことによって、平均旧オーステナイト結晶粒径を9.3μm以下にする浸炭部品の製造方法が開示されている。しかし、特許文献3に開示された製造方法では、浸炭部品の曲げ疲労強度及びピitting強度を十分に向上できなかった。

[0010] 本発明は、上記事情に鑑みてなされたものであって、各種強度を極めて高いレベルで実現した機械部品を提供することを目的としている。また、本発明は、このような高強度機械部品を得ることのできる、機械部品の製造方法

を提供することを併せて目的としている。

課題を解決するための手段

[0011] 本発明者らは、上記課題を解決するために鋭意研究した結果、以下の知見を見出した。

[0012] 引例 3 に開示された製造方法が、曲げ疲労強度及びピitting強度を十分に向上できなかった原因について研究した結果、引例 3 に開示された製造方法では、浸炭部品の有効硬化層が深くできない事を、本発明者らは見出した。

[0013] 一般的に、浸炭時間が同じである場合、浸炭処理温度を高くすると炭素の拡散が速まるため、有効硬化層を深くできるが、旧オーステナイト粒は粗粒になるという問題が生じる。本発明者らは、鋭意研究した結果、有効硬化層を深く、細粒を維持するための技術的な知見を見出した。

[0014] 以下に、この知見について図 1 ～図 5 を参照しつつ詳述する。

なお、図 1 ～図 3 は、本発明に係る機械部品の製造方法において実施する真空浸炭処理及び高周波焼入れにおける熱サイクルを説明するための模式図である。ここで、高周波焼入れとは高周波加熱して冷却する工程をいう。

[0015] 図 1 ～図 3 において、 T_0 は、真空浸炭処理工程における浸炭処理温度（ $^{\circ}\text{C}$ ）であり、 850°C 以上 1100°C 以下である。 T_1 は、高周波焼入れ工程の加熱時において機械部品の表面から 0.5 mm における最高到達温度である。また、「均熱」とは、真空浸炭処理工程の浸炭工程の開始までに機械部品の全体の温度が 850°C 以上 1100°C 以下になるように加熱する工程であり、均熱工程の時間は、特に限定されない。また、均熱工程前の昇温速度は、特に限定されない。図 1 ～図 3 は、 850°C 以上 1100°C 以下において、浸炭工程が S_1 分間行われ、次いで拡散工程が S_2 分間行われることを示す。また、「昇温速度 y （ $^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ ）」とは、高周波加熱時の昇温速度であり、「水冷」とは、機械部品が前記高周波加熱後に水で冷却されたことを意味する。

[0016] 図 4（a）は、前記真空浸炭処理及び高周波焼入れの終了段階で得られる

機械部品表層の旧オーステナイト組織の一例を示す写真である。図5は、前記真空浸炭処理及び高周波焼入れの終了段階で得られる機械部品の深さ方向におけるビッカース硬さ分布例を示すグラフである。

[0017] 本発明者らは、機械部品に対して、図1、図2及び図3に示す真空浸炭処理を施すことで、機械部品の表面から1.5mmまでの深さ領域における鋼中のC濃度を高めることができる、との知見を得た。

[0018] また、本発明者らは、真空浸炭処理後、図1、図2及び図3に示す熱サイクルで高周波焼入れを行うことで、図4(a)に示すように表面近傍に浸炭異常層である粒界酸化層がほとんどみられず、表面から0.5mmまでの深さ領域における旧オーステナイトの結晶粒度がJIS粒度番号で11番以上の組織を得ることができる、との知見を得た。

[0019] なお、図4(a)は表面にニッケルめっきされた試験片の断面写真であり以下の通り作成した。真空浸炭及び高周波焼入れを施した丸棒のL断面から表面を含むように試験片を作製する。試験片表面全体にニッケルの金属めっきを施し、断面を研磨後、ピクリン酸とエタノールの混合溶液（アルコール100mlに対しピクリン酸4g）に5分浸漬させ、オーステナイト粒界を現出させた後、表面を含むように光学顕微鏡で1000倍の写真を撮影する。金属めっきは、試験片の表面が欠けないように施すことが好ましい。

[0020] さらに、本発明者らは、図5に示すように、主に、図1、図2及び図3に示す真空浸炭及び高周波焼入れを採用することで、機械部品の表面から0.5mmまでの深さ領域（表面付近の領域A）におけるビッカース硬さを750HV以上とすることができるとともに、図1、図2及び図3に示す真空浸炭焼入れを採用することで、表面から0.7mmの深さから1.2mmの深さまでの領域（領域Aよりも内部の領域B）に、ビッカース硬さが550HVとなる深さ位置を存在させることができ、ひいては機械部品の深さ方向における硬さ分布の好適化を実現することができるとの知見を得た。

[0021] 加えて、本発明者らは、上述したC濃度の向上、旧オーステナイトの結晶粒度の増加（結晶粒の微細化）、及び機械部品の深さ方向における硬さ分布

の好適化により、機械部品の各種強度（例えば、曲げ疲労強度やピitting強度）を向上させることができる、との知見を得た。

[0022] 本発明は、上記知見に基づき、さらに詳細に検討した結果得られたものであり、その要旨は以下のとおりである。

[0023] (1) 表面から1.50mm以上の深さ領域について、

化学組成が、質量%で、

C : 0.10~0.40%、

Si : 0.10~3.00%、

Mn : 0.50~3.00%、

Cr : 0.10~3.00%、

Al : 0.010~0.100%、

N : 0.003~0.030%、

S : 0.003~0.030%、

P : 0.020%以下

Mo : 0~3.00%、

B : 0~0.0050%、

Nb : 0~0.100%、

Ti : 0~0.100%、

V : 0~0.50%、

REM : 0~0.020%

残部 : Fe 及び不純物であり、

粒界酸化層が2.0μm以下であり、

表面から0.03mmから0.50mmまでの深さ領域について、

ビッカース硬さが750HV以上であり、

組織が焼戻しマルテンサイト及び残留オーステナイトであり、

旧オーステナイトの結晶粒径がJIS粒度番号で11番以上であり、

表面から0.70mmから1.20mmまでの深さ領域に、ビッカース硬さが550HVとなる深さ位置が存在し、

表面から 1.50 mm 以上の深さ領域でのビッカース硬さが 200～400 HV である、

ことを特徴とする機械部品。

[0024] (2) 化学組成が、質量%で、

C : 0.10～0.40%、

Si : 0.10～3.00%、

Mn : 0.50～3.00%、

Cr : 0.10～3.00%、

Al : 0.010～0.100%、

N : 0.003～0.030%、

S : 0.003～0.030%、

P : 0.020%以下、

Mo : 0～3.00%、

B : 0～0.0050%、

Nb : 0～0.100%、

Ti : 0～0.100%、

V : 0～0.50%、

REM : 0～0.020%

残部 : Fe 及び不純物である鋼材を機械部品形状に成形し、

浸炭処理温度 950℃超～1100℃にて真空浸炭処理を行い、次いで、

オーステナイト域から焼入れし、

下記式 (1)、(2) を満足し、かつ、周波数を 10～500 KHz とし、1 回以上高周波焼入れし、次いで、

130～200℃で焼戻しすることを特徴とする機械部品の製造方法。

$$300 \leq y \leq -0.35 \times T0 + 750 \cdots (1)$$

$$A < T1 \leq 1000 \cdots (2)$$

但し、T0 は浸炭処理温度 (℃) ; y は高周波加熱時の昇温速度 (℃/秒) ; T1 は機械部品の表面から 0.5 mm における最高到達温度 ; A は鋼の

オーステナイト化温度である。

[0025] (3) 前記高周波焼入れを2回又は3回行う、(2)に記載の機械部品の製造方法。

発明の効果

[0026] 本発明に係る機械部品に関する技術では、真空浸炭処理と高周波焼入れを併用することで、表面からの深さ方向における硬さ分布を好適化している。従って、本発明に係る機械部品に関する技術によれば、各種強度（例えば、曲げ疲労強度やピitting強度）が極めて高い機械部品を得ることができる。

図面の簡単な説明

[0027] [図1]図1は、本発明に係る機械部品の製造方法において実施する真空浸炭処理及び高周波焼入れにおける熱サイクルを説明するための模式図である。

[図2]図2は、本発明に係る機械部品の製造方法において実施する真空浸炭処理及び高周波焼入れにおける熱サイクルを説明するための模式図である。

[図3]図3は、本発明に係る機械部品の製造方法において実施する真空浸炭処理及び高周波焼入れにおける熱サイクルを説明するための模式図である。

[図4]図4（a）は、前記真空浸炭処理及び高周波焼入れの終了段階で得られる機械部品表層の旧オーステナイト組織の一例を示す写真であり、図4（b）は真空浸炭処理後の拡大断面写真であり、図4（c）はガス浸炭処理後の拡大断面写真である。

[図5]図5は、前記真空浸炭処理及び高周波焼入れの終了段階で得られる機械部品の深さ方向におけるビッカース硬さ分布例を示すグラフである。

[図6]図6は、高周波焼入れにおける、昇温速度と真空浸炭処理温度との関係を示すグラフである。

[図7]図7は、部品表面付近に生じた粒界酸化層の拡大断面写真である。

[図8]図8（a）は、製造No. 1のビッカース硬さの測定の結果を示すグラフであり、図8（b）は、製造No. 1のビッカース硬さが550Hvを超える深さ位置及び550Hv未満の深さ位置の2点を抽出し、2点を結ぶ一

次関数を示すグラフである。

発明を実施するための形態

[0028] 以下、本発明に係る機械部品及び機械部品の製造方法についての、各構成要件について詳細に説明する。なお、以下では、各元素の含有量の「%」は「質量%」を意味する。

[0029] <機械部品>

まず、本実施形態に係る機械部品について詳述する。ここで、機械部品とは、高面圧を受ける部品を意味し、その素材である鋼の成分塑性の限定理由は、以下のとおりである。

[0030] [成分元素]

本実施形態に係る機械部品の成分組成は、以下のとおりである。但し、ここでいう成分組成とは、機械部品の表面から1.5 mm以上の深さ領域における成分元素を意味し、表面から1.5 mm未満の深さ領域における成分元素を意味するものではない。

[0031] (必須元素)

C : 0.10 ~ 0.40 %

Cは機械部品として必要な強度を得るための元素である。Cの含有量が0.10 %未満であると、機械部品として必要な強度が得られず、一方、Cの含有量が0.40 %よりも多いと、鋼の靱性が劣化し、さらに素材硬さの上昇に起因して疲労強度が顕著に劣化する。従って、C量は0.10 ~ 0.40 %とする。

なお、強度を向上させる観点から含有させる場合のC含有量の下限値は、0.15、0.18 %である。疲労強度劣化防止を向上させる観点から含有させる場合のC含有量の上限値は0.35、0.30、0.25 %である。

[0032] Si : 0.10 ~ 3.00 %

Siは焼戻し時に析出するε炭化物から比較的粗大なセメントイトへの遷移を抑制し、低温焼戻しマルテンサイト鋼の焼戻し軟化抵抗を顕著に増加させるための元素である。Siを含有することで鋼の面疲労強度が向上する。

この効果を得るためには、S i の含有量を0.10%以上とする必要がある。一方、S i を、3.00%を超えて含有させると、焼戻し軟化抵抗の増加効果が飽和するばかりでなく、素材硬さの上昇に起因して疲労強度が顕著に劣化する。また、S i はフェライトを安定化させるため、3.00%を超えて添加すると高周波焼入れの加熱時にフェライトが残留し、均一なオーステナイトが得られず、ひいては、焼入れ後に均一なマルテンサイト組織が得られなくなる場合がある。従って、S i 量は0.10～3.00%とする。

なお、鋼の面疲労強度向上の観点から含有させる場合のSi含有量の下限値は、0.15、0.20%、0.30%であり、疲労強度劣化防止の観点から含有させる場合のS i 含有量の上限值は、2.50、2.00%である。

[0033] Mn : 0.50～3.00%

Mnは鋼の焼入れ性を高め、ひいては高周波焼入れ時にマルテンサイト組織を得るのに有効な元素である。マルテンサイト組織を得るためには、Mnの含有量を0.50%以上とする必要がある。一方、Mnの添加量が3.00%よりも多いと、鋼の靱性が劣化し、さらに素材硬さの上昇に起因して疲労特性が顕著に劣化する。従って、Mn量は0.50～3.00%とする。

なお、鋼の焼入れ性向上の観点から含有させる場合のMn含有量の下限値は、0.60、0.70%であり、疲労特性の劣化をさらに高いレベルで防止する観点から含有させる場合のMn含有量の上限值は、2.50、2.00、1.50%である。

[0034] Cr : 0.10～3.00%

Crは鋼の焼入れ性を高めるとともに、焼戻し軟化抵抗を付与するための元素である。Crの含有量が0.10%未満である場合、焼入れ性向上や焼戻し軟化抵抗付与に関する効果が得られない。一方、Crの含有量が3.00%を超えると、焼入れ後に残留オーステナイト量が多くなり、硬さの低下を招く。また、Crの含有量が3.00%を超えると、Crがセメンタイト中に濃化して安定化することによって、高周波焼入れ時の炭化物のオーステナイトへの溶解込みを阻害し、焼入領域の硬さムラの原因となる。従って、

C r 量は0.10～3.00%とする。

なお、鋼の焼入れ性向上の観点から含有させる場合C r 含有量の下限値は0.20、0.30、0.50%であり、硬さ低下を更に防止する観点から含有させる場合C r 含有用の上限値は2.50、2.00、1.50%である。

[0035] A l : 0.010～0.100%

A l は、Nと結合してA l Nを形成し、オーステナイト領域での結晶粒の粗大化を抑制する元素である。結晶粒の粗大化を抑制するには、A l の含有量は0.010%以上とする必要がある。しかしながら、A l を過剰に含有すると、A l が粗大な酸化物を構成して残存し易くなり、疲労特性が低下する。従って、A l 量は0.010～0.100%とする。

なお、鋼の結晶粒の粗大化を抑制する観点から含有させる場合A l 含有量の下限値は、0.015、0.020%であり、疲労特性の低下を抑制する観点から含有させる場合、Al含有量の上限値は、0.070、0.060、0.050%である。

[0036] N : 0.003～0.030%

Nは、A l と結合してA l Nを形成し、オーステナイト領域での結晶の粒粗大化を抑制する元素である。結晶粒の粗大化を抑制するには、Nの含有量を0.003%以上とする必要がある。しかしながら、Nを過剰に含有すると、粗大A l Nや粗大B Nが生成することにより、機械部品の内部が著しく脆化し、疲労強度が顕著に劣化する。従って、N含有量は0.003～0.030%とする。

なお、鋼の結晶粒の粗大化を抑制する観点から含有させる場合N含有量の下限値は、0.004、0.005、0.006%であり、疲労強度の劣化を抑制する観点から含有させる場合、N量の上限値は、0.025、0.020%である。

[0037] S : 0.003～0.030%

Sは、機械部品を製造する上で、切削性を確保する元素である。但し、S

は、Mnと結合してMnSを形成し、このMnSが疲労亀裂の伝播経路となることに起因して疲労強度や靱性を低下させる。このため、Sを過剰に含有すると、機械部品の内部が著しく脆化し、疲労強度が顕著に劣化するとともに、靱性も劣化する。従って、S含有量は0.003～0.030%とする。

なお、鋼の切削性を向上させる観点から含有させる場合、S含有量の下限值は、0.005、0.007%であり、疲労強度の劣化を抑制する効果や、靱性の劣化を抑制する効果の観点から含有させる場合S量の上限值は、0.025、0.020、0.015%である。

[0038] (残部)

残部は、Fe及び不純物である。不純物とは、鉄鋼材料を工業的に製造する際に、原料としての鉱石、スクラップ又は製造環境などから混入するものを指す。また、不純物としては、P、及びAs、Co、O等が挙げられ、さらに、Ni、Mg、Zr、Te、Bi、Pb、Sn及びZn等が挙げられる。これらの中で、特に、Pは、0.020%以下に制限される。これに対し、As、Co、O、Cu、Ni、Mg、Zr、Te、Bi、Pb、Sn及びZn等は、本発明の効果を阻害しない程度に制限される。Cuは0.20%以下に制限され、Niは0.30%以下に制限されることが好ましい。なお、Pの限定理由は、以下のとおりである。

[0039] P : 0.020%以下

Pは、オーステナイト粒界に偏析して、旧オーステナイト粒界を脆化させることによって粒界割れの原因となるので、できるだけ低減することが望ましい。このため、P量を0.020%以下の範囲に制限する必要がある。従って、P含有量は0.020%以下とする。なお、本願の課題を解決する上で特にP量の下限を設定する必要はないが、P量を0.001%未満に制限しようとするコストが嵩む。従って、P含有量は0.001%以上とすることが好ましい。

[0040] なお、OはAl₂O₃やSiO₂等の酸化物を形成し、この酸化物が疲労亀裂

の伝播経路となることに起因して疲労強度や靱性を低下させる。そのため、不純物としてのOの含有量はできるだけ低減することが肝要である。好ましいO含有量は0.005%以下であり、さらに好ましくは0.002%以下である。

[0041] また、被削性を改善する元素として知られるPb、Bi、Sn及びTeは、それぞれ0.01%以下を含有しても疲労強度や靱性への影響は小さい。

[0042] (任意選択的元素)

Mo : 0~3.00%

Moは、焼入れ性を向上させ、焼戻し軟化抵抗性を高める元素である。本願の課題を解決する上で特にMo量の上限を設定する必要はないが、Moを3.00%以上含有すると、焼入れ性等に関する効果が飽和するだけでなく、製造コストが嵩む。従って、Mo含有量は0~3.00%である。

[0043] B : 0~0.0050%

Bは、オーステナイト中に僅かに固溶させただけで鋼の焼入れ性を高めるため、高周波焼入れ時にマルテンサイト組織を効率的に得ることのできる元素である。一方、鋼中へのB添加量が0.0050%を超えると、多量のBNを形成してNを消費するため、オーステナイト粒を粗大化するおそれがある。従って、B含有量は0~0.0050%である。

[0044] Nb : 0~0.100%

Nbは、鋼中でN、Cと結合して炭窒化物を形成する元素である。この炭窒化物はオーステナイト結晶粒界をピンニングし、ひいては粒成長を抑制して金属組織の粗大化を防止する。金属組織の粗大化の防止効果を得るためには、Nbを0.100%以下含有させてもよい。一方、鋼中のNb含有量が0.100%を超えると、素材硬さの上昇に起因して機械部品の切削・鍛造等の加工性が顕著に劣化する。また、鋼中のNb含有量が0.100%を超えると、炭窒化物が多量に形成され、高周波焼入れ時に焼入領域の硬さムラが発生する。さらに、Nbを多量に含有させると、1000℃以上の高温域における延性が低下し、連続鋳造、圧延時の歩留まりが低下する。従って、

Nb含有量は0～0.100%である。

[0045] Ti : 0～0.100%

Tiは、鋼中でN、Cと結合して炭窒化物を形成する元素である。この炭窒化物はオーステナイト結晶粒界をピンニングし、ひいては粒成長を抑制して金属組織の粗大化を防止する。金属組織の粗大化の防止効果を得るためには、Tiを0.100%以下含有させてもよい。一方、鋼中のTi含有量が0.100%を超えると、素材硬さの上昇に起因して機械部品の切削・鍛造等の加工性が顕著に劣化する。また、鋼中のTi含有量が0.100%を超えると、炭窒化物が多量に形成され、高周波焼入れ時に焼入領域の硬さムラが発生する。従って、Ti含有量は0～0.100%である。

[0046] V : 0～0.50%

Vは、鋼中でN、Cと結合して炭窒化物を形成する元素である。この炭窒化物はオーステナイト結晶粒界をピンニングし、ひいては粒成長を抑制して組織を微細化する。また、Vを含む炭窒化物は、金属材料の析出強化に寄与する極微細な硬質粒子であって、内部硬さを増加させる。一方、鋼中へのV添加量が0.50%を超えると、添加コストが過大となるとともに、素材硬さの上昇に起因して機械部品の切削・鍛造等の加工性が顕著に劣化する。従って、V含有量は0～0.50%である。

[0047] REM : 0～0.020%

REM（希土類元素）とは、原子番号57のランタンから原子番号71ルテシウムまでの15元素と、原子番号21のスカンジウム及び原子番号39のイットリウムと、の合計17元素の総称である。鋼にREMが含有されると、圧延時及び熱間鍛造時にMnS粒子の伸延が抑制される。但し、REM含有量が0.020%を超えると、REMを含む硫化物が大量に生成され、鋼の被削性が劣化する。従って、REM含有量は0～0.020%である。

[0048] [硬さ及び金属組織等]

次に、本実施形態に係る機械部品の硬さ及び金属組織等について説明する。

一般に、歯車等の高面圧を受ける機械部品を製造する際には、耐ピitting特性、曲げ疲労特性や耐摩耗性を与えるため、鋼素材を部品形状に加工した後、表面硬化処理が施される。

[0049] 本実施形態に係る機械部品では、表面硬化処理として、真空浸炭処理と、その後の高周波焼入れ処理と、が含まれる。このように真空浸炭処理と高周波焼入れ処理とを経て得られた機械部品（浸炭・高周波部品）は、真空浸炭処理のみを経て得られた機械部品（浸炭部品）に対して、耐ピitting特性や曲げ疲労特性を高めることができる。但し、浸炭・高周波部品において、浸炭部品と比較して、耐ピitting特性や曲げ疲労特性を高めるには、表層での硬さを高めるとともに、有効硬化層の機械部品表面からの深さ（有効硬化層深さ）を大きくすることが肝要である。ここで、本実施形態において、有効硬化層深さとは、鋼材表面からビッカース硬さが550HVとなる位置までの深さ（距離）である。

[0050] 本実施形態に係る機械部品では、粒界酸化層が2.0 μ m以下である。ガス浸炭焼入れを行うと、浸炭雰囲気中存在する微量酸素と、酸素と親和性の高いSi, Mn, Crなどの合金元素が優先的に結合し、粒界酸化が生じる。

[0051] 粒界酸化は表面から粒界に沿い内部に向かう酸化を総称する。ここで、酸化によっては、表面から一様に生じるスケール（酸化被膜）も生成するので、スケールの厚さも粒界酸化に含まれる。本発明において、粒界酸化層の厚さは、部品表面に生じた粒界酸化の前記部品表面から部品内部側の最深地点までの最大深さである（図7参照）。

[0052] 通常、JIS規格鋼であるSCr420やSCM420にガス浸炭を施すと、表面から10～20 μ m程度の深さ領域に粒界酸化層が生成する。一方、真空浸炭を施した場合には粒界酸化層がほとんど生成しない。

[0053] （表面から0.5mmまでの深さ領域（表層）での硬さ及び組織等）

表面から0.03mm及び表面から0.50mmの硬さを確認し、両方の評価点において750HVを満たす場合、表面の硬さが十分といえる。本実

施形態に係る機械部品では、機械部品の表面から0.03mmから0.50mmまでの深さ領域では、マルテンサイト組織は変わらず、侵入した炭素の拡散に応じて硬さが変化している。深さに従って、炭素濃度が減少し、硬さが減少している（参照：図8（a）、図5）。よって、前記表面から0.03mm及び前記表面から0.50mmの硬さが750HVを満たす場合、本実施形態に係る機械部品では、その表面から0.03mmから0.50mmまでの深さの領域（表層）におけるビッカース硬さが750HV以上を満たすと判断する。これにより、疲労亀裂が抑制されることで、曲げ疲労強度及びピitting強度の向上効果が奏される。

[0054] さらに、本実施形態に係る機械部品においては、組織が焼戻しマルテンサイト及び残留オーステナイトである。これにより、高硬度が得られ、疲労亀裂が抑制されることで、曲げ疲労強度及びピitting強度の向上効果が奏される。

[0055] 加えて、本実施形態に係る機械部品においては、旧オーステナイトの結晶粒径がJIS粒度番号で11番以上である。面疲労強度と曲げ疲労強度は旧オーステナイトの結晶粒が小さいほど高くなり、旧オーステナイト結晶粒度がJIS粒度番号で11番以上になると、浸炭部品よりも高い耐ピitting特性及び曲げ疲労特性を得ることができる。表面から0.03mmから0.50mmまでの深さ領域（表層）での旧オーステナイトの結晶粒界は、JIS粒度番号で12番以上であることが好ましい。

[0056] なお、旧オーステナイトの結晶粒径の測定は、機械部品表面から0.50mm深さの前記表面と平行な断面を観察する。測定に際しては、上記断面を切り出した後、鏡面研磨を施し、ピクリン酸とエタノールの混合溶液（アルコール100mlに対しピクリン酸4g）に5分浸漬させ、オーステナイト粒界を現出させる。そして、JIS G 0551に記載の切断法や結晶粒度標準図と比較して、粒度番号を求めることができる。また、前記断面の代わりに、機械部品表面と垂直な断面を観察面としても良く、その場合は0.50±0.05mm深さの範囲で結晶粒度を測定するものとする。

[0057] (有効硬化層の表面からの範囲)

本実施形態に係る機械部品においては、表面から0.7 mmから1.2 mmまでの深さ領域に、ビッカース硬さが550 HVとなる深さ位置が存在する。一般に、機械部品においては、有効硬化層が機械部品の表面から近いほど部品内部から破壊が起こり易い。このため、有効硬化層深さは表面から0.7 mm以上とする必要がある。これに対し、有効硬化層が表面から過度に遠くまで存在すると、表層での圧縮残留応力が低下する傾向にある。このため、有効硬化層深さは1.2 mm以下とする必要がある。なお、有効硬化層深さが、機械部品の表面から0.75 mmから1.1 mmまでの場合は、部品内部からの破壊をさらに抑制することができるとともに、表層での残留応力をさらに高めることができる。

[0058] (表面から1.5 mm以上の深さ領域(内部)での硬さ)

本実施形態に係る機械部品においては、表面から1.5 mm以上の深さ領域でのビッカース硬さが200~400 HVである。内部の硬さが不十分な場合は、内部起点の疲労強度や曲げ疲労強度が低くなる。このため、内部の硬さはビッカース硬さが200 HV以上とする必要がある。一方、内部の硬さが過度に高い場合は、機械部品の靱性が低くなる。従って、内部の硬さはビッカース硬さが200~400 HVである。なお、内部でのビッカース硬さが250~350 HVの場合は、疲労強度や曲げ疲労強度がさらに高まるとともに、靱性をさらに高いレベルで確保することができる。

[0059] 本実施形態に係る機械部品においては、表面から1.5 mm以上の深さ領域でのビッカース硬さが200~400 HVである。これにより、内部での靱性が得られ、曲げ疲労強度及びピッチング強度の向上効果が奏される。

[0060] 以上に示すとおり、本実施形態に係る機械部品においては、表面から0.5 mmまでの深さ領域(表層)と、表面から0.7 mmから1.2 mmまでの深さ領域(有効硬化層)と、表面から1.5 mm以上の深さ領域(内部)と、において、少なくとも硬さを好適に分布させるとともに、金属組織等についても好適に制御している。特に、有効硬化層深さを0.7 mmから1.

2 mmまでとしていることで、表層における粒界酸化層の低減効果と、旧オーステナイト結晶粒の微細化に関する効果と、が相まって、従来の浸炭部品よりも高い耐ピitting特性及び曲げ疲労特性を得ることができる。

[0061] <機械部品の製造方法>

次に、本実施形態に係る機械部品の製造方法について詳述する。ここで、機械部品の製造方法とは、上述した機械部品の製造方法であり、所定の成分からなる鋼材を機械部品形状に成形する工程（成形工程）と、真空中で浸炭処理して、表層及び有効硬化層における炭素量を調整する工程（真空浸炭処理工程）と、オーステナイト域から焼入れする工程（焼入れ工程）と、高周波加熱を用いて焼入れする工程（高周波焼入れ工程）と、所定温度で焼戻しする工程（焼戻し工程）とを含む。以下に、上記各工程について詳述する。

[0062] （成形工程）

機械部品の成形については、特に限られない、例えば、質量％で、C：0.10～0.40％、Si：0.10～3.00％、Mn：0.50～3.00％、Cr：0.10～3.00％、Al：0.010～0.100％、N：0.003～0.030％、S：0.003～0.030％を含有し、残部がFe及び不純物であり、前記不純物中、P：0.020％以下に制限された鋼材を機械部品形状に成形する。鋼材には、上記成分の他、さらに、質量％で、Mo：0～3.00％、B：0～0.0050％、Nb：0～0.100％、Ti：0～0.100％、V：0～0.50％、REM：0～0.020％の1種又は2種以上を含有させてもよい。

[0063] 機械部品の所定形状への加工方法としては、旋削、フライス削り、中ぐり、穴あけ、ねじ立て、リーマ仕上げ、歯切り、平削り、立て削り、ブローチ削り、及び歯車形削り等の切削加工、研削、ホーニング仕上げ、超仕上げ、及びラップ仕上げ、バレル仕上げ、及び液体ホーニング等の研削加工、並びに、放電加工、電解加工、電子ビーム加工、レーザ加工、及び付加加工（積層造形）等の特殊加工などが挙げられる。例えば、鋼材から、歯車形状の成形体を得る。

[0064] (真空浸炭処理工程)

成形工程後、成形体に対して、浸炭処理温度950超～1100℃で真空浸炭処理を施す。真空浸炭処理は、成形体の表層（表面から0.03mmから0.50mmまでの深さ領域）において粒界酸化層の生成を抑制しつつ、成形体の表面を硬化させ、機械部品として必要な耐ピitting特性や曲げ疲労特性を確保するために必要不可欠な処理である。

[0065] 真空浸炭処理は拡散現象を利用する処理であり、アセチレン、プロパン及びエチレン等の炭化水素ガスを用いる。浸炭温度が950℃以下では、機械部品中に十分な炭素を拡散させるために長時間の加熱処理を要し、コストが嵩む。一方、浸炭温度が1100℃を超えると、著しい粗粒化や混粒化を生じるおそれがある。そのため、浸炭は950超～1100℃の温度域で行う。コストの低廉化や、粗粒化の抑制及び混粒化の抑制をさらに高いレベルで実現させるためには、浸炭温度の下限値を960℃以上、好ましくは970℃以上、又は上限値を1050℃以下の温度域で行うことが好ましい。

[0066] ここで、本実施形態において真空浸炭を用いる理由は、以下のとおりである。

1) 成形体の表層に粒界酸化層を生成せず、ガス浸炭と比較して、疲労強度を向上できる。

2) 高温で真空浸炭処理ができるため、ガス浸炭と比較して、処理時間を短縮できる。

[0067] 真空浸炭処理においては、成形体の表面に炭素を導入する浸炭工程の時間（浸炭期）と、ガスの供給を停止して成形体の表面から成形体の内部へ炭素を拡散させる拡散工程の時間（拡散期）と、の和（処理時間）を、20分以上500分以下とすることが好ましい。処理時間を20分未満とすると、成形体の表面及びその内部に十分な炭素が供給されず、目標の表層硬さや有効硬化層深さを得ることができない。

[0068] 尚、前記「目標の表層硬さ」とは、本実施形態に係る機械部品の表面から0.03mm及び0.50mmの深さにおいて750HV以上のビッカース

硬さを有することであり、「目標の有効硬化層深さ」とは、鋼材表面からビッカース硬さが550HVとなる位置までの深さ（距離）が表面から0.7mm以上1.2mm以下であることをいう。

[0069] 一方、処理時間を500分超とすると、成形体の表面の炭素濃度が過度に高くなって、粗大な炭化物が生成し、これが疲労破壊の起点となる。また、ビッカース硬さが550HVとなる深さ位置が深くなりすぎること、鋼の靱性が劣化する。なお、目標の表層硬さ等をさらに高いレベルで得るとともに、粗大な炭化物の生成をさらに高いレベルで抑制するためには、上記処理時間を20分～400分とすることが好ましい。

[0070] 浸炭期の時間は、5分～200分とすることが好ましい。浸炭期の時間を5分未満とすると、成形体の表面に十分な炭素が供給されず、目標の表層硬さや有効硬化層深さを得ることができない。一方、浸炭期の時間を200分超とすると、成形体の表面の炭素濃度が過度に高くなって、粗大な炭化物が生成し、これが疲労破壊の起点となる。また、ビッカース硬さが550HVとなる深さ位置が深くなりすぎること、鋼の靱性が劣化する。

[0071] 拡散期の時間は、15分～300分とすることが好ましい。拡散期の時間を15分未満とすると、成形体の表面の炭素が十分に内部へ拡散する時間が得られず、目標の有効硬化層深さを得ることができない。一方、拡散期の時間を300分超とすると、成形体の内部へ炭素の拡散が進み過ぎ、表層の炭素濃度が低下することで目標の表層硬さを得ることができない。

[0072] （焼入れ工程）

真空浸炭処理終了後、オーステナイト域から焼入れを行う。真空浸炭処理後に焼入れを行うのは、表層の組織をマルテンサイトとして、後述する高周波加熱工程で結晶粒をより微細化するためである。また、焼入れ時にはA1点以上の温度域において冷却速度が5℃/秒以上であることが好ましい。5℃/秒以上であることが好ましい理由は、冷却中にセメンタイト等の炭化物が旧オーステナイト粒界に析出するのを防止することができるためである。焼入れ方法は、冷却特性に優れる油焼入れが好ましい。小さな部品であれば

高圧の不活性ガスによる焼入れも可能である。水による焼入れも可能であるが、焼割れ、冷却ムラの発生に注意が必要である。

[0073] (高周波焼入れ工程)

上記の焼入れ終了後、高周波焼入れを行う。高周波焼入れとは、高周波加熱して冷却する工程をいう。高周波加熱では、一旦焼入れした成形体に対して再度加熱することにより、マルテンサイトから逆変態によって微細化されたオーステナイトを生成する。本発明の製造方法における高周波焼入れ工程によれば、機械部品として必要な耐ピitting特性や曲げ疲労特性を向上させることができる。

[0074] 高周波誘導加熱時の周波数は10KHz以上500KHz以下の範囲とする。10KHz未満では、成形体への電流浸透が深くなるため、内部まで熱影響が及び、焼入れ後にパーライトが生成することで脆化する。一方、500KHz超では、成形体への電流浸透が浅くなるため、成形体表面から0.03mmから0.50mmの深さ位置（表層の最深部）において所望の硬さ（750HV以上）を得ることができない。また、成形体への電流浸透が浅い場合は、成形表面から0.03mmから0.50mmまでの深さ領域（表層）において、所望の旧オーステナイト結晶粒度（11番以上）を得ることができない。以上により、高周波誘導加熱時の周波数は10KHz以上500KHz以下の範囲とする。なお、成形体表層の最深部における硬さをさらに高めるとともに、表層での旧オーステナイト結晶粒度をさらに細かくするためには、高周波誘導加熱時の周波数は100KHz以上400KHz以下の範囲とすることが好ましい。

[0075] 高周波加熱における、成形体表面から0.03mmから0.50mmの深さ位置における最高到達温度は、鋼のオーステナイト化温度Aよりも高く、かつ、1000℃以下とすることが好ましい。鋼のオーステナイト化温度A以下とした場合には、オーステナイト化が不十分となり、焼ムラを含んだ組織となるおそれがある。ここで、焼ムラを含んだ組織とは、成形体に元々存在したセメンタイトが焼入れ後も未溶解のままの組織や、成形体で元々フェ

ライトであった部分への炭素の拡散が不十分であるために、低炭素マルテンサイトになった組織をいう。一方、成形体表面から0.03mmから0.50mmの深さ位置における最高到達温度を1000℃超とした場合は、高周波加熱と焼入れで得られたマルテンサイト組織が粗大になるおそれがある。以上により、成形体表面における最高温度は $A < T1 \leq 1000$ の範囲とする。

[0076] 前記鋼のオーステナイト化温度Aとは、組織が100%オーステナイトとなる温度であり、下記の式で示される。

[数1]

$$A(^{\circ}\text{C}) = 910 - 203 \times \sqrt{C} - 15.2 \times \text{Ni} + 44.7 \times \text{Si} + 104 \times \text{V} + 31.5 \times \text{Mo} + 13.1 \times \text{W}$$

但し、上記オーステナイト化温度Aの式における各元素記号には、対応する元素記号に該当する元素成分の含有量（質量%）が代入され、含有しない場合は0を代入する。

[0077] オーステナイト化する部分は、表面から0.5mmまでの深さ領域である。本願においては前記成形体表面から0.5mmの深さ位置における化学成分で上記式を用いてオーステナイト化温度を算出した。0.5mmの深さ位置での化学成分は炭素を除く成分は表面から1.5mm以上の深さ領域（内部領域）の成分と一致しているが、成形体表面から0.5mmまでの深さ領域におけるC量は、浸炭により内部領域のC量よりも高い。なお、前記成形体表面から0.5mmの深さ位置における炭素濃度は、X線マイクロアナライザー（EPMA）を用いて定量した。

[0078] また、高周波加熱時の昇温速度は300℃/秒以上（ $-0.35 \times T0 + 750$ ）℃/秒以下（但し、T0は真空浸炭処理温度（℃））とする。昇温速度を300℃/秒未満とした場合には、オーステナイト域で長時間加熱することになる。このため、オーステナイト粒が浸炭焼入れ後の旧オーステナイト粒組織と同程度か或いは当該組織よりも大きく成長し、高周波加熱による結晶粒を微細化する効果を得ることができない。

[0079] 一方、高周波加熱時の昇温速度は $(-0.35 \times T_0 + 750)$ ($^{\circ}\text{C}/\text{秒}$) 以下とする。高周波加熱時の昇温速度の上限値は、好ましくは $(-0.35 \times T_0 + 735)$ ($^{\circ}\text{C}/\text{秒}$) とする。真空浸炭処理温度 T_0 が高くなるほど昇温速度の上限値は低くなり、 T_0 が低くなるほど上限値が高くなる。真空浸炭処理直後の焼入れでは、 T_0 が高くなるほど、旧オーステナイト粒径が粗大になる。

[0080] T_0 が高い場合、即ち旧オーステナイト粒径が粗大な場合には、高周波焼入れでの昇温速度を極端に大きくすると、粗大な旧オーステナイト粒が残存し、旧オーステナイト粒の粒界近傍でのみ微細粒が生成し、混粒化の度合いが高まる。これは、高周波加熱時のオーステナイト核生成サイトが主に旧オーステナイト粒界であるためであり、昇温速度が極端に大きいと、粗大な旧オーステナイト粒界から新たに生成した粒が成長する前に焼入れされるためである。

[0081] これに対し、 T_0 が低い場合には、真空浸炭処理直後の焼入れによって得られる旧オーステナイト粒は、比較的均一で、粗大粒が生成することは少ない。そのため、 T_0 が高い場合より速い昇温速度で高周波加熱を行うことができる。このような好適な昇温速度の上限値を定めるのに必要な真空浸炭処理温度 T_0 は 950°C 超～ 1100°C である。

[0082] ここで、高周波加熱の昇温速度が $300^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上 $(-0.35 \times T_0 + 750)^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以下（但し、 T_0 は浸炭処理温度 ($^{\circ}\text{C}$)）であることについて、その根拠を以下に説明する。

[0083] 表 1 に示す鋼材 No. a～c の組成の鋼を真空溶解炉にて溶製し、 150 kg のインゴットに鑄造し、このインゴットを 1250°C に再加熱して鍛造で直径 40 mm の棒鋼に成形し、大気中で室温まで冷却した。このようにして、鋼材 No. a～c を製造した。なお、表 1 における符号 “—” の欄は、各元素が無添加であることを意味する。

[0084]

[表1]

鋼材 No.	成分組成 (質量%)											
	C	Si	Mn	Cr	P	S	Al	N	Mo	B	Nb	Ti
a	0.20	0.21	0.82	1.10	0.010	0.010	0.025	0.010	0.20	-	-	-
b	0.31	0.50	1.56	0.30	0.019	0.014	0.025	0.011	0.04	-	-	0.300
c	0.11	0.23	2.97	1.00	0.012	0.007	0.011	0.003	0.90	0.0030	-	0.022
												REM
												-
												-
												-

[0085] 前記鋼材 No. a～c のそれぞれを旋削で直径 26 mm に成形して、No. 1～16 の供試材料（表 2 の “Test”）を得た。前記供試材料 No. 1～16 のそれぞれを素材として、表 2 に示す条件で真空浸炭処理工程及び高周波焼入れ工程を行い、旧オーステナイト結晶粒度番号を調査した。その結果を図 6 に示す。図 6 中の数字は、旧オーステナイト結晶粒度番号を示す。なお、図 6 に示す昇温速度 α は各条件で 1～3 回の高周波焼入れを行った際の最後の高周波焼入れにおける昇温速度である。高周波加熱後の焼入れは

、高周波加熱終了後から100℃までの冷却速度は、200～400℃/sにて水冷することにより行った。表2における符号T0、S1及びS2は、図1～図3における符号T0、S1及びS2にそれぞれ対応する。また、No. 1～16の供試材料の真空浸炭処理に用いられたガスは、アセチレンである。No. 1～16の供試材料のオーステナイト化温度Aは、表2の項目「0.50mm位置でのγ化温度(℃)」に示す。なお、表2における符号“—”の欄は、該当する工程が行われなかったことを意味する。

[0086]

[表2]

Test	鋼材 No.	真空浸炭処理工程						高周波焼入れ工程								0.50mm位置 でのγ化温度 (°C)
		T0 (°C)	S1 (分)	S2 (分)	S1+S2 (分)	流量 (L/分)	周波数 (kHz)	1回目		2回目		3回目				
								最高温度 (°C)	昇温速度 (°C/s)	最高温度 (°C)	昇温速度 (°C/s)	最高温度 (°C)	昇温速度 (°C/s)			
1	a	960	75	135	210	5	200	850	390	-	-	-	-	12.4	790	
2	a	980	40	50	90	5	200	850	320	-	-	-	-	12.7	804	
3	b	1000	30	70	100	5	200	850	350	870	370	870	340	13.4	830	
4	c	1030	30	50	80	10	250	850	350	850	365	-	-	12.1	808	
5	a	1000	20	30	50	10	200	850	220	-	-	-	-	9	778	
6	a	1030	15	25	40	10	200	870	500	-	-	-	-	5.1	784	
7	a	1050	30	70	100	10	200	870	280	-	-	-	-	6.5	766	
8	b	980	15	35	50	5	200	900	200	-	-	-	-	7.7	820	
9	b	1050	10	20	30	10	250	900	360	900	450	-	-	9	818	
10	b	970	45	55	100	5	200	900	450	-	-	-	-	10.5	806	
11	a	1080	15	40	55	10	250	850	270	-	-	-	-	10.2	795	
12	b	1020	30	40	70	10	250	850	275	-	-	-	-	10.3	821	
13	b	960	60	110	170	5	250	850	270	-	-	-	-	10.5	802	
14	c	1070	10	20	30	10	250	850	340	-	-	-	-	11.2	800	
15	c	1000	35	45	80	10	250	900	410	900	380	850	425	9.5	784	
16	c	1080	15	20	35	10	250	900	400	-	-	-	-	8.2	779	

[0087] 図6によれば、JIS粒度番号で11番以上の細粒組織を得るには、少なくとも、昇温速度を300 (°C/秒) 以上且つ $(-0.35 \times T0 + 750$

) (°C/秒) 以下にする必要があることがわかる。昇温速度が300°C/秒未満の場合には、オーステナイト域で長時間加熱する事になる。このため、オーステナイト粒が浸炭焼入れ後の旧オーステナイト粒組織と同程度か或いは当該組織よりも大きく成長し、JIS粒度番号で11番未満の旧オーステナイト粒径となる。

[0088] TOが高いほど、すなわちTOが1030°C以上且つ1100°C以下では、真空浸炭焼入れ後の旧オーステナイト粒径は粗大化する傾向がある。特に、高周波焼入れでの昇温速度を極端に大きくすると粗大な旧オーステナイト粒が残存する一方、旧オーステナイト粒の粒界近傍でのみ微細粒が生成するので、混粒化の度合いが高まる。

[0089] 一方、TOが950°C以上且つ1030°C以下では、新たな微細粒が十分に生成されない傾向にあり、結晶粒度が11番以下となるおそれがある。JIS粒度番号で11番以上を得るためには、真空浸炭温度に応じて高周波加熱時の昇温速度を好適に制御する必要がある。尚、図6におけるハーフトーン（網掛）の部分は、本発明における製造方法の範囲を示す。

[0090] 高周波焼き入れにおいて、高周波加熱終了後から100°Cまで冷却速度は150°C/秒以上とすることが好ましく、より好ましくは200°C/秒以上である。尚、高周波加熱後の冷却は、水冷或いは油冷等により行うことができ、特に限定されない。

[0091] 以上に示す高周波焼入れは、1回行うことでも、上記効果を得ることができるが、2回又は3回繰り返すことが好ましい。高周波焼入れを2回又は3回行うことで、旧オーステナイト結晶粒度をさらに微細化し、耐ピitting強度及び曲げ疲労強度を高めることができる。但し、高周波焼入れを複数回行う場合、全ての高周波加熱工程の昇温速度は、300 (°C/秒) 以上且つ $(-0.35 \times TO + 750)$ (°C/秒) 以下にする必要がある。また、高周波焼入れを複数回行う場合、各高周波加熱工程における最高到達温度は、前述したように、鋼のオーステナイト化温度Aよりも高く、かつ、1000°C以下とすることが好ましい。

[0092] (焼戻し工程)

上記の高周波焼入れ終了後、 130°C 以上且つ 200°C 以下で焼戻しを行う。焼戻し温度を 130°C 以上とした場合には、靱性の高い焼戻しマルテンサイトを得ることができる。一方、焼戻し温度を 200°C 以下とした場合には、焼戻しによる硬さ低下を防止することができる。なお、これらの効果をそれぞれさらに高いレベルで奏するためには、焼戻し温度の下限を 150°C とすることが好ましく、焼戻し温度の上限を 180°C とすることが好ましい。この焼戻し工程を経ることで、本実施形態所定の機械部品が得られる。

[0093] 以上説明したように、本実施形態に係る機械部品の製造方法は、成形工程、真空浸炭処理工程、焼入れ工程、高周波焼入れ工程及び焼戻し工程を含み、特に真空浸炭処理工程、焼入れ工程、及び高周波焼入れ工程における各加熱条件を所定の範囲とした方法である。

[0094] 本発明の製造方法によれば、上述したC濃度の向上、旧オーステナイトの結晶粒の微細化、及び機械部品の深さ方向における硬さ分布の好適化により、曲げ疲労強度やピitting強度等の機械部品の各種強度を向上させることができる。

[0095] トランスミッション部品の各種強度が極めて高いレベルで要求される場合、浸炭硬化層の旧オーステナイトの結晶粒度をさらに細かく制御することが肝要である。また、トランスミッション部品の各種強度を極めて高くするためには、当該部品の表面付近の硬さと、上記部品の内部での硬さと、を適宜調整し、機械部品の深さ方向における硬さ分布を好適化することが肝要である。

[0096] 本発明の製造方法によれば、得られる機械部品の表層硬さを高めるとともに、有効硬化層の深さを最適化し、さらに表層における旧オーステナイトの結晶粒径をJIS粒度番号で11番以上とすることができる。そのため、トランスミッション部品の各種強度が極めて高いレベルで要求される場合であっても、本発明の製造方法によれば、優れた耐ピitting特性や曲げ疲労特性を有する機械部品を得ることができる。

[0097] また、従来技術では、旧オーステナイト粒を細粒化するとともに有効硬化層を深くするため、浸炭温度を低温にし、浸炭期の時間を長くする必要があり工業上好ましくない。しかし、本発明の製造方法によれば、950℃超の浸炭温度で真空浸炭することによって有効硬化層を深くし、限られた条件の高周波焼入れを行う事で、細粒を保持することができるので、製品の製造時間を短縮することができる。このように、本発明の製造方法は、工業的生産の観点において好ましい。

実施例

[0098] 次に、本発明の実施例について説明するが、実施例で用いた各条件は、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り、本発明はこの一条件例に限定されるものではない。本発明は、その要旨を逸脱せず、その目的を達成する限りにおいて、種々の条件を採用し得るものである。

[0099] 表3に示す成分組成を有する鋼（鋼No. A～A0）をそれぞれ溶製し、熱間鍛造により、φ40mmの棒鋼に成形した。なお、表3における符号“—”の欄は、各元素が無添加であることを意味する。また、表3中の下線を付した数値は当該数値が本発明の範囲外であることを示す。

[0100]

[表3]

鋼No.	成分組成 (質量%)																	
	C	Si	Mn	Cr	P	S	Al	N	Mo	B	Nb	Ti	V	REM				
A	0.22	0.30	0.79	1.10	0.010	0.010	0.025	0.005	-	-	-	-	-	-				
B	0.23	0.35	0.85	1.00	0.010	0.012	0.094	0.011	-	-	-	-	-	-				
C	0.22	0.34	0.60	1.18	0.008	0.009	0.020	0.016	0.21	-	-	-	-	-				
D	0.37	0.58	1.15	0.11	0.007	0.017	0.013	0.022	-	-	-	-	-	-				
E	0.22	0.25	0.86	1.16	0.013	0.015	0.020	0.009	0.24	-	0.003	-	-	-				
F	0.25	2.50	0.60	2.00	0.009	0.020	0.030	0.004	1.40	0.0010	-	-	-	-				
G	0.11	0.23	2.97	1.00	0.012	0.007	0.011	0.003	0.05	-	-	-	-	-				
H	0.23	0.24	1.19	0.60	0.002	0.004	0.031	0.018	0.25	-	0.005	-	-	-				
I	0.31	0.50	1.56	0.30	0.019	0.014	0.025	0.011	-	-	-	-	0.10	-				
J	0.22	2.00	2.40	0.55	0.001	0.006	0.029	0.005	0.09	0.0019	-	0.038	0.50	-				
K	0.35	2.95	0.81	0.98	0.014	0.010	0.015	0.018	0.30	-	-	-	-	0.015				
L	0.18	0.38	1.73	2.98	0.014	0.013	0.033	0.009	2.90	-	0.020	-	0.30	-				
M	0.26	1.20	0.90	2.30	0.009	0.020	0.025	0.006	-	0.0031	-	0.045	-	-				
AA	0.01	0.25	0.55	1.10	0.010	0.010	0.020	0.008	-	-	-	-	-	-				
AB	0.50	0.30	0.60	0.35	0.010	0.012	0.033	0.014	-	-	0.010	0.023	-	-				
AC	0.20	0.01	0.80	0.92	0.011	0.015	0.020	0.010	-	-	-	0.020	-	-				
AD	0.35	3.30	0.55	0.90	0.01	0.010	0.025	0.013	-	0.0050	-	-	-	-				
AE	0.30	0.30	0.10	0.23	0.015	0.011	0.016	0.010	-	-	-	-	-	-				
AF	0.25	0.40	3.40	1.20	0.013	0.008	0.030	0.009	0.30	-	-	-	-	-				
AG	0.22	0.21	0.60	0.05	0.011	0.011	0.040	0.017	-	-	-	-	-	-				
AH	0.20	0.53	0.80	4.20	0.010	0.012	0.037	0.020	1.50	0.0006	-	-	-	-				
AI	0.25	0.45	1.20	0.78	0.066	0.007	0.010	0.003	-	-	-	-	0.11	-				
AJ	0.34	1.03	0.67	1.50	0.016	0.040	0.028	0.013	0.92	-	-	-	-	-				
AK	0.17	0.39	0.70	1.21	0.015	0.015	0.003	0.004	-	-	-	-	-	-				
AL	0.15	0.70	0.60	0.57	0.010	0.017	0.150	0.021	0.46	0.0033	-	0.024	-	0.010				
AM	0.20	0.27	0.81	0.98	0.014	0.010	0.015	0.002	0.19	0.0030	-	-	-	0.011				
AN	0.30	0.44	1.02	0.28	0.010	0.010	0.025	0.018	0.20	0.0060	-	-	-	-				
AO	0.20	0.23	0.78	1.08	0.016	0.015	0.029	0.016	0.020	-	-	0.002	-	-				

[0101] 次に、得られた各棒鋼から、機械加工により、大径部（試験部） $\phi 26$ mmのローラーピットティング試験片を作製した。また、得られた各棒鋼から、全長80 mm、つかみ部 $\phi 12$ mm、平行部 $\phi 10$ mm、切欠き部 $\phi 8$ mm、切欠き部の曲率半径1 mmの半円の切欠付きの小野式回転曲げ試験片を作製した。さらに、得られた各棒鋼から、 $\phi 26$ mm $\times$ 50 mmの丸棒試験片を作製した。

[0102] 上記のローラーピットティング試験片及び小野式回転曲げ試験片に対して、

表4-1及び表4-2に示す条件で真空浸炭処理、油焼入れ、及び高周波焼入れを行った。高周波焼き入れにおける高周波加熱後から100℃までの冷却速度は、200～400℃/秒とした。その後、150℃×60分の条件で焼戻し処理を行った。浸炭工程における炭素化合物ガス（表4-1中の“ガス”）の圧力は、0.01kPa～0.50kPaに調整した。尚、表4-1における符号T0、S1及びS2は、図1～図3における符号T0、S1及びS2にそれぞれ対応する。また、同一の棒鋼から形成され、同一の条件下で真空浸炭処理、油焼入れ、及び高周波焼入れが行われたローラーピitting試験片及び小野式回転曲げ試験片は、表4-1、表4-2及び表5-1、表5-2において同一の製造No.で参照される。なお、表4-2における符号“-”の欄は、該当する工程が行われなかったことを意味する。

- [0103] 焼戻し後、試験精度を向上するために、ローラーピitting試験片及び小野式回転曲げ試験片のつかみ部に、仕上げ加工を施した。
- [0104] ローラーピitting試験は、大ローラー：SCM420浸炭品、クラウニング：150R、回転数：1500rpm、潤滑油：トランスミッション油、油温：80℃、すべり率：-40%、とし、最大1000万回の条件で行い、S-N線図を作成してローラーピitting疲労限を求めた。ローラーピitting疲労限が2500MPa（SCM420浸炭品相当）に達しないものは面疲労強度が劣ると判断した。
- [0105] また、小野式回転曲げ疲労試験は、JIS Z2274に準じて実施した。回転数3000rpmで最大1000万回の条件で行い、S-N線図を作成して回転曲げ疲労限を求めた。回転曲げ疲労限が450MPa（SCM420浸炭品相当）に達しないものは曲げ疲労強度が劣ると判断した。
- [0106] 粒界酸化層の測定は、真空浸炭処理及び油焼入れ処理後に行った。油焼入れ処理後の各試験水準の丸棒試験片の中央部を切断し、切断面を研磨後、ナイタール溶液（硝酸3gをエタノール100mlで溶解し、必要に応じて界面活性剤を加えた溶液）を用いて、5～30秒腐食した後、水洗した。その

後、光学顕微鏡で1000倍の写真撮影した。撮影した写真において表面から試験片内部に連続する黒い部分を粒界酸化とした。前記連続する黒い部分のうち、前記表面からの最深点を測定し、前記表面から前記最深点まで深さを粒界酸化層深さとした。

[0107] さらに、真空浸炭、高周波焼入れ、油焼入れ、及び焼戻し処理を行った各試験水準の丸棒試験片の中央部を切断し、断面において表面から0.03mm深さの位置と、表面から2.0mm内側まで一定間隔でビッカース硬さ測定を行い、表層硬さ、有効硬化層深さ、内部硬さを求めた。表面から0.03mmの深さ位置で、表面から1.0mm深さ位置までは0.1mm間隔で、及び表面から1.0mmから2.0mm深さ位置までについては0.2mm間隔でビッカース硬さ測定を行った。

[0108] なお、硬さ測定は荷重300gで行い、各深さ位置で3点測定した平均値を採用した。表面から0.03mm及び0.5mm深さ位置での硬さ測定から表層硬さを確認した。また、有効硬化層の深さ位置の確認を次の通り行った。前記0.1mm間隔及び0.2mm間隔のビッカース硬さの測定結果から、ビッカース硬さが550Hvを超える深さ位置（図8（a）、（b）のグラフ内の座標“Hv1”）及び550Hv未満の深さ位置（図8（a）、（b）のグラフ内の座標“Hv2”）の2点を抽出し、2点を結ぶ一次関数を用いて、ビッカース硬さが550Hvとなる深さ位置（有効硬化層の深さ位置）を求めた。また、内部の硬さは、表面から1.6mm、1.8mm及び2.0mmの深さ位置での3点でのビッカース硬さの平均値を用いて確認した。

[0109] 製造No. 1の上記ビッカース硬さの測定結果を図8（a）に示す。図8（b）は、製造No. 1のビッカース硬さが550Hvを超える深さ位置及び550Hv未満の深さ位置の2点を抽出し、2点を結ぶ一次関数を示すグラフである。図8（b）に示す1次関数を得て、製造No. 1の有効硬化層の深さ位置を特定した。この方法を用いて、表4-1の他の製造No. 2～45の有効硬化層の深さ位置を特定した。なお、図8（a）に示す様に、鋼

材は表層から0.50mmまでのビッカース硬さは、炭素の拡散に応じて変化している事がわかる。

[0110] また、製造No. 1～45の各試験片のオーステナイト化温度は、各試験片の表面から0.5mmの深さ位置における炭素濃度を用いて、前述したオーステナイト化温度Aの式により算出した。炭素濃度以外の元素の含有量は、表面から1.5mm以上の深さ領域の含有量と同じとして、オーステナイト化温度Aを算出した。各試験片の表面から0.5mmの深さ位置における炭素濃度は、X線マイクロアナライザー（EPMA）を用いて定量した。各試験片のオーステナイト化温度Aは、表4-2の項目「0.50mm位置での γ 化温度(°C)」に示す。また、各試験片の表面から0.5mmの深さ位置における炭素濃度の測定結果は、表5-1及び表5-2の項目「0.5mmC量」に示す。

[0111] さらに、前記断面を研磨後、ピクリン酸とエタノールの混合溶液（アルコール100mlに対しピクリン酸4g）に5分浸漬させ、オーステナイト粒界を現出させた後、最表面を含むよう、光学顕微鏡で1000倍の写真を撮影し、JIS G 0551に記載の切断法により平均旧オーステナイト結晶粒度を算出した。

[0112] これらの評価結果を表5-1、表5-2に示す。表4-1、表4-2及び表5-1、表5-2中の下線を付した数値は、当該数値が本発明の範囲外であることを示す。

[0113]

[表4-1]

製造 No.	鋼 No.	浸炭処理						
		浸炭方法	T0 (°C)	浸炭 S1(分)	拡散 S2(分)	S1+S2 (分)	ガス	流量 (L/分)
1	A	真空浸炭	955	70	130	200	アセチレン	5
2	A	真空浸炭	960	70	120	190	アセチレン	5
3	B	真空浸炭	965	120	250	370	アセチレン	5
4	B	真空浸炭	970	50	120	170	アセチレン	5
5	C	真空浸炭	980	40	80	120	アセチレン	5
6	D	真空浸炭	980	50	80	130	アセチレン	5
7	E	真空浸炭	980	45	65	110	アセチレン	5
8	F	真空浸炭	980	35	55	90	アセチレン	10
9	G	真空浸炭	1000	20	50	70	アセチレン	10
10	H	真空浸炭	1000	30	35	65	アセチレン	10
11	H	真空浸炭	1000	25	35	60	アセチレン	10
12	I	真空浸炭	1030	20	40	60	アセチレン	10
13	I	真空浸炭	1030	15	35	50	アセチレン	10
14	J	真空浸炭	1050	18	22	40	アセチレン	10
15	J	真空浸炭	1050	15	25	40	アセチレン	10
16	K	真空浸炭	1050	12	18	30	プロパン	10
17	L	真空浸炭	1080	5	15	20	アセチレン	10
18	M	真空浸炭	1080	8	17	25	アセチレン	10
19	M	真空浸炭	1100	5	15	20	アセチレン	10
20	AA	真空浸炭	955	130	170	300	アセチレン	5
21	AB	真空浸炭	955	50	140	190	アセチレン	5
22	AC	真空浸炭	955	60	90	150	アセチレン	5
23	AD	真空浸炭	955	70	80	150	アセチレン	5
24	AE	真空浸炭	955	60	80	140	アセチレン	5
25	AF	真空浸炭	970	50	110	160	アセチレン	5
26	AG	真空浸炭	1120	10	20	30	アセチレン	10
27	AH	真空浸炭	980	30	60	90	アセチレン	10
28	AI	真空浸炭	960	80	120	200	アセチレン	5
29	AJ	真空浸炭	1050	10	30	40	アセチレン	10
30	AK	真空浸炭	1000	20	30	50	アセチレン	10
31	AL	真空浸炭	1000	20	35	55	アセチレン	10
32	AM	真空浸炭	1050	15	20	35	アセチレン	10
33	AN	真空浸炭	1000	35	45	80	アセチレン	10
34	A	真空浸炭	980	30	50	80	アセチレン	-
35	B	真空浸炭	1000	20	50	70	アセチレン	10
36	B	真空浸炭	1050	15	20	35	アセチレン	10
37	B	真空浸炭	1000	30	55	85	アセチレン	10
38	B	真空浸炭	1050	10	20	30	アセチレン	10
39	A	真空浸炭	1050	8	22	30	アセチレン	10
40	A	真空浸炭	1080	10	15	25	アセチレン	10
41	A	真空浸炭	1050	15	20	35	アセチレン	10
42	A	真空浸炭	1050	10	15	25	アセチレン	10
43	A	真空浸炭	970	3	5	8	アセチレン	5
44	A	ガス浸炭	955	180	120	300	プロパン	5
45	A0	真空浸炭	950	60	150	210	アセチレン	5

[0114]

[表4-2]

製造 No.	鋼 No.	高周波焼入れ工程							0.50mm 位置での γ化温度 (℃)
		周波数 (KHz)	1 回目		2回目		3回目		
			最高温度 T1 (℃)	昇温速度 (℃／秒)	最高温度 T2 (℃)	昇温速度 (℃／秒)	最高温度 T3 (℃)	昇温速度 (℃／秒)	
1	A	200	850	400	—	—	—	—	776
2	A	200	950	390	—	—	—	—	778
3	B	200	860	411	—	—	—	—	772
4	B	200	980	330	900	350	920	400	779
5	C	200	920	305	—	—	—	—	791
6	D	200	988	400	—	—	—	—	787
7	E	200	911	400	—	—	—	—	787
8	F	200	930	400	—	—	—	—	925
9	G	200	950	305	960	310	910	370	786
10	H	200	850	390	—	—	—	—	787
11	H	200	970	370	890	330	—	—	785
12	I	300	890	320	900	380	—	—	795
13	I	200	950	370	—	—	—	—	798
14	J	200	980	340	970	380	—	—	905
15	J	200	990	360	—	—	—	—	914
16	K	200	948	380	950	380	—	—	908
17	L	200	920	317	920	340	950	350	909
18	M	200	965	369	—	—	—	—	822
19	M	250	995	330	980	325	930	360	817
20	AA	200	990	330	—	—	—	—	791
21	AB	200	850	400	—	—	—	—	767
22	AC	200	900	400	—	—	—	—	773
23	AD	200	750	320	—	—	—	—	914
24	AE	200	1100	310	—	—	—	—	787
25	AF	200	980	350	900	400	—	—	791
26	AG	200	900	350	—	—	—	—	777
27	AH	200	980	400	1200	310	—	—	843
28	AI	200	930	400	—	—	—	—	802
29	AJ	200	890	500	—	—	—	—	839
30	AK	200	970	360	—	—	—	—	782
31	AL	200	950	400	—	—	—	—	811
32	AM	200	880	360	—	—	—	—	786
33	AN	200	850	400	—	—	—	—	797
34	A	—	—	—	—	—	—	—	786
35	B	200	980	250	—	—	—	—	784
36	B	200	950	350	765	450	—	—	784
37	B	200	950	350	980	250	—	—	782
38	B	200	950	350	980	500	—	—	785
39	A	200	900	310	990	400	1200	400	778
40	A	200	950	350	900	430	760	400	781
41	A	200	870	380	950	360	880	250	783
42	A	200	940	360	930	380	990	500	777
43	A	200	950	400	—	—	—	—	809
44	A	200	950	400	—	—	—	—	780
45	AO	200	900	440	—	—	—	—	785

[0115]

[表5-1]

製造 No.	鋼 No.	粒界酸化層 (μm)	0.50mmC量 (mass%)	硬さ分布				旧 γ 結晶粒		部品性能		備考
				0.03mm 硬さ (HV)	0.50mm 硬さ (HV)	有効硬化層 深さ (mm)	内部硬さ (HV)	γ 結晶 粒度	混粒の 有無	ローラー ピッチング 疲労限 (MPa)	回転曲げ 疲労限 (MPa)	
1	A	0	0.53	810	798	0.88	235	11.9	無	2700	520	発明例
2	A	0	0.51	788	780	0.86	225	12.2	無	2900	550	発明例
3	B	0	0.57	840	827	1.13	292	11.5	無	3600	660	発明例
4	B	0	0.52	805	790	0.83	245	13.1	無	3800	670	発明例
5	C	0	0.48	775	760	0.86	254	11.9	無	3200	630	発明例
6	D	0	0.54	812	800	0.91	340	11.7	無	3200	630	発明例
7	E	0	0.49	780	773	0.83	271	12.2	無	3600	630	発明例
8	F	0	0.48	789	780	0.85	320	12.6	無	3800	700	発明例
9	G	0	0.45	800	788	1.10	215	13.4	無	3500	680	発明例
10	H	0	0.49	795	782	0.81	260	12.7	無	2800	530	発明例
11	H	0	0.50	800	794	0.86	253	12.9	無	3200	670	発明例
12	I	0	0.53	811	805	0.79	300	12.5	無	3700	690	発明例
13	I	0	0.51	772	760	0.84	294	12.3	無	3600	670	発明例
14	J	0	0.54	805	793	0.91	348	12.9	無	3900	710	発明例
15	J	0	0.48	760	753	0.93	331	12.2	無	4000	700	発明例
16	K	0	0.50	778	775	0.94	310	11.9	無	3600	730	発明例
17	L	0	0.48	793	786	0.89	325	12.7	無	3800	670	発明例
18	M	0	0.49	808	789	1.10	336	11.8	無	3800	640	発明例
19	M	0	0.52	810	800	1.00	340	12.1	無	4000	700	発明例

[0116]

[表5-2]

製造 No.	鋼 No.	粒界酸化層 (μm)	0.50mmC量 (mass%)	硬さ分布			旧 γ 結晶粒		部品性能		備考	
				0.03mm 硬さ (HV)	0.50mm 硬さ (HV)	有効硬化層 深さ(mm)	内部硬さ (HV)	γ 結晶 粒度	混粒の 有無	ローラー ピッチング 疲労限(MPa)		回転曲げ 疲労限 (MPa)
20	AA	0	0.41	750	726	0.61	180	11.1	無	2000	410	比較例
21	AB	0	0.59	880	843	1.08	430	11.6	無	2300	410	比較例
22	AC	0	0.46	760	750	0.73	260	11.3	無	2000	440	比較例
23	AD	0	0.50	776	770	0.80	415	9.5	無	2200	420	比較例
24	AE	0	0.45	740	727	0.77	270	9.1	無	2400	460	比較例
25	AF	0	0.52	802	790	0.88	410	12.3	無	2100	420	比較例
26	AG	0	0.49	755	741	0.63	267	4.3	有	2100	430	比較例
27	AH	0	0.46	720	703	0.72	301	10.0	無	2300	400	比較例
28	AI	0	0.47	770	759	0.78	260	11.9	無	2300	410	比較例
29	AJ	0	0.52	790	780	0.85	283	4.6	有	2100	440	比較例
30	AK	0	0.51	800	785	0.87	220	7.5	有	2500	420	比較例
31	AL	0	0.51	789	772	0.83	222	11.0	無	2300	410	比較例
32	AM	0	0.49	773	768	0.83	235	5.1	有	2500	420	比較例
33	AN	0	0.47	780	766	0.81	230	7.6	有	2500	420	比較例
34	A	0	0.46	737	725	0.75	220	9.4	無	2400	430	比較例
35	B	0	0.49	770	753	0.83	220	9.5	無	2500	420	比較例
36	B	0	0.49	804	797	0.85	225	4.9	有	2300	430	比較例
37	B	0	0.50	800	790	0.83	225	9.8	無	2500	440	比較例
38	B	0	0.48	795	783	0.82	230	8.2	有	2400	430	比較例
39	A	0	0.51	810	801	0.86	233	10.2	無	2700	430	比較例
40	A	0	0.49	803	799	0.84	240	9.7	無	2700	430	比較例
41	A	0	0.48	800	784	0.85	230	10.3	無	2700	440	比較例
42	A	0	0.52	803	791	0.88	235	10.2	有	2400	440	比較例
43	A	0	0.32	650	615	0.61	240	11.1	無	1800	380	比較例
44	A	12	0.50	815	796	0.83	230	10.6	無	1700	370	比較例
45	A0	0	0.45	755	731	0.63	225	10.5	無	2200	420	比較例

[0117] 製造No. 1～19の本発明例は表層硬さ、有効硬化層深さ、旧オーステナイト粒結晶粒度、ローラーピッチング疲労限、回転曲げ疲労限のいずれも目標を達成した。

[0118] 一方、製造Ｎｏ．２０は、部品の鋼成分のＣ量が不足しており、強度が不足し、表層硬さ、内部硬さ、及び、有効硬化層深さが目標未達であり、その結果、ローラーピットティング疲労限、回転曲げ疲労限が目標未達であった。

[0119] 製造Ｎｏ．２１は、部品の鋼成分のＣ量が過剰であり、内部硬さが目標範囲外であり、内部硬さの上昇に起因して、鋼の靱性が劣化し、その結果、ローラーピットティング疲労限、回転曲げ疲労限が目標未達であった。

[0120] 製造Ｎｏ．２２は、部品の鋼成分のＳｉ量が不足しており、焼戻し軟化抵抗が低下し面疲労強度が不足したため、ローラーピットティング疲労限、回転曲げ疲労限が目標未達であった。

[0121] 製造Ｎｏ．２３は、部品の鋼成分のＳｉ量が過剰であり、内部硬さが目標範囲外であり、内部硬さの上昇に起因して、鋼の靱性が劣化し、その結果、ローラーピットティング疲労限、回転曲げ疲労限が目標未達であった。

また、１回目の高周波加熱の最高温度がオーステナイト化温度よりも低く、オーステナイト化が不十分となり、旧オーステナイト結晶粒度が目標未達であり、その結果、ローラーピットティング疲労限、回転曲げ疲労限が目標未達であった。

[0122] 製造Ｎｏ．２４は、部品の鋼成分のＭｎ量が不足しており、焼入れ性向上元素の総量も少ないため、焼入れ性が低下したため、表層硬さが目標未達であった。

また、１回目の高周波加熱の最高温度が１０００℃よりも高いため、結晶粒の粗大化が生じ、旧オーステナイト結晶粒度が目標未達であった。その結果、ローラーピットティング疲労限が目標未達であった。

[0123] 製造Ｎｏ．２５は、部品の鋼成分のＭｎ量が過剰であり、内部硬さが目標範囲外であり、内部硬さの上昇に起因して、鋼の靱性が劣化し、その結果、ローラーピットティング疲労限、回転曲げ疲労限が目標未達であった。

[0124] 製造Ｎｏ．２６は、部品の鋼成分のＣｒ量が不足しており、焼入れ性向上元素の総量も少ないため、焼入れ性が確保できず、表層硬さ、有効硬化層深さが目標未達であり、その結果、ローラーピットティング疲労限、回転曲げ疲

劣限が目標未達であった。

また、真空浸炭時の温度が高いため、著しい粗粒化、混粒化が起こり、旧オーステナイト結晶粒度が目標未達であり、その結果、ローラーピットティング疲労限が目標未達であった。

[0125] 製造No. 27は、部品の鋼成分のCr量が過剰であり、高周波焼入れ後の残留オーステナイト量が増加したため、表層硬さが目標未達であった。

また、2回目の高周波加熱の最高温度が1000℃よりも高いため、結晶粒の粗大化が生じ、旧オーステナイト結晶粒度が目標未達であった。その結果、ローラーピットティング疲労限、回転曲げ疲労限が目標未達であった。

[0126] 製造No. 28は、部品の鋼成分のP量が過剰であり、旧オーステナイト粒界が脆化し、その結果、ローラーピットティング疲労限、回転曲げ疲労限が目標未達であった。

[0127] 製造No. 29は、部品の鋼成分のS量が過剰であり、MnSが疲労亀裂の伝播経路となり、その結果、ローラーピットティング疲労限、回転曲げ疲労限が目標未達であった。

また、1回目の高周波加熱の昇温速度が前記式(1)を満たしていない。その結果、粗粒化、混粒化が起こり旧オーステナイト結晶粒度が目標未達であった。

[0128] 製造No. 30は、部品の鋼成分のAl量が不足しており、オーステナイト領域での結晶粒粗大化を抑制できず、旧オーステナイト結晶粒度が目標未達であり、その結果、回転曲げ疲労限が目標未達であった。

[0129] 製造No. 31は、部品の鋼成分のAl量が過剰であり、粗大な酸化物が残存したため、疲労強度が低下し、ローラーピットティング疲労限、回転曲げ疲労限が目標未達であった。

[0130] 製造No. 32は、部品の鋼成分のN量が不足しており、オーステナイト領域での結晶粒粗大化を抑制できず、旧オーステナイト結晶粒度が目標未達であり、その結果、回転曲げ疲労限が目標未達であった。

[0131] 製造No. 33は、部品の鋼成分のB量が過剰であり、多量のBNを形成

してNが消費されたため、A I Nによるオーステナイト領域での結晶粒粗大化を抑制できず、旧オーステナイト結晶粒度が目標未達であり、その結果、回転曲げ疲労限が目標未達であった。

[0132] 製造N o. 34は、真空浸炭後に高周波焼入れを行っておらず、表層硬さ、旧オーステナイト結晶粒度が目標未達であった。その結果、ローラーピitting疲労限、回転曲げ疲労限が目標未達であった。

[0133] 製造N o. 35は、1回目の高周波加熱の昇温速度が前記式(1)を満たしていない。そのため、結晶粒の粗大化が生じ、旧オーステナイト結晶粒度が目標未達であった。その結果、回転曲げ疲労限が目標未達であった。

[0134] 製造N o. 36は、2回目の高周波加熱の最高温度がオーステナイト化温度よりも低く、2回目の高周波加熱の昇温速度が式(1)を満たさず、オーステナイト化が不十分となり、旧オーステナイト結晶粒度が目標未達であった。その結果、ローラーピitting疲労限、回転曲げ疲労限が目標未達であった。

[0135] 製造N o. 37は、2回目の高周波加熱の昇温速度が前記式(1)を満たしていない。そのため、結晶粒の粗大化が生じ、旧オーステナイト結晶粒度が目標未達であった。その結果、回転曲げ疲労限が目標未達であった。

[0136] 製造N o. 38は、2回目の高周波加熱の昇温速度が前記式(1)を満たしていない。そのため、混粒化が生じ、旧オーステナイト結晶粒度が目標未達であった。その結果、ローラーピitting疲労限、回転曲げ疲労限が目標未達であった。

[0137] 製造N o. 39は、3回目の高周波加熱の最高温度が1000℃超であり、2回目及び3回目の高周波加熱の昇温速度は式(1)の要件を満たさないため、結晶粒の粗大化が生じ、旧オーステナイト結晶粒度が目標未達であった。その結果、回転曲げ疲労限が目標未達であった。

[0138] 製造N o. 40は、3回目の高周波加熱の最高温度がオーステナイト化よりも低く、2回目及び3回目の高周波加熱の昇温速度は式(1)の要件を満たさないためオーステナイト化が不十分となり、旧オーステナイト結晶粒度

が目標未達であった。その結果、回転曲げ疲労限が目標未達であった。

[0139] 製造No. 41は、3回目の高周波加熱の昇温速度が前記式(1)を満たしていない。そのため、結晶粒の粗大化が生じ、旧オーステナイト結晶粒度が目標未達であった。その結果、回転曲げ疲労限が目標未達であった。

[0140] 製造No. 42は、3回目の高周波加熱の昇温速度が式(1)を満たしていないため、混粒化が生じ、旧オーステナイト結晶粒度が目標未達であった。その結果、ローラーピitting疲労限、回転曲げ疲労限が目標未達であった。

[0141] 製造No. 43は、真空浸炭時の浸炭期の時間、拡散期の時間、及び浸炭期の時間と拡散期の時間の和のいずれも短いため、表層硬さ、有効硬化層深さが目標未達であり、その結果、ローラーピitting疲労限、回転曲げ疲労限が目標未達であった。

[0142] 製造No. 44は、カーボンポテンシャル $C = 0.8$ の条件にてガス浸炭を行った。そのため、鋼材表面に粒界酸化が生成し、これが疲労試験時の破壊起点となったため、ローラーピitting疲労限、回転曲げ疲労限が目標未達であった。

[0143] 製造No. 45は、特許文献3に開示された製造方法により製造された浸炭部品である。真空浸炭処理温度が低く、高周波加熱の昇温速度は式(1)の要件を満たさない為、有効表面の硬さが目標未達であり、硬化層深さが 0.7 mm 未満、旧オーステナイト結晶粒度が目標未達となり、部品性能が目標未達となっている。これに対して、本発明例の製造No. 1、2、4～19の本発明例は、真空浸炭処理の合計時間($S1 + S2$)が製造No. 45よりも短い製造条件下で製造されているにも関わらず、表層硬さ、有効硬化層深さ及び表層における旧オーステナイトの結晶粒の細粒化において、製造No. 45と比較して優れている。

産業上の利用可能性

[0144] 以上により、本実施形態に係る機械部品においては、従来部品に比べて、表層硬さが高く、有効硬化層深さが最適化され、さらに表層組織が微細であ

るため、機械部品の各種強度（例えば、曲げ疲労強度やピッティング強度）を向上させることができる。従って、本発明は、特に、高面圧部品として利用される機械製造産業等の分野において有望である。

請求の範囲

[請求項1]

表面から1.50mm以上の深さ領域について、

化学組成が、質量%で、

C : 0.10~0.40%、

Si : 0.10~3.00%、

Mn : 0.50~3.00%、

Cr : 0.10~3.00%、

Al : 0.010~0.100%、

N : 0.003~0.030%、

S : 0.003~0.030%、

P : 0.020%以下

Mo : 0~3.00%、

B : 0~0.0050%、

Nb : 0~0.100%、

Ti : 0~0.100%、

V : 0~0.50%、

REM : 0~0.020%

残部 : Fe 及び不純物であり、

粒界酸化層が2.0μm以下であり、

表面から0.03mmから0.50mmまでの深さ領域について、

ビッカース硬さが750HV以上であり、

組織が焼戻しマルテンサイト及び残留オーステナイトであり、

旧オーステナイトの結晶粒径がJIS粒度番号で11番以上であり、

表面から0.70mmから1.20mmまでの深さ領域に、ビッカース硬さが550HVとなる深さ位置が存在し、

表面から1.50mm以上の深さ領域でのビッカース硬さが200~400HVである、

ことを特徴とする機械部品。

[請求項2]

化学組成が、質量%で、

C : 0.10~0.40%、

Si : 0.10~3.00%、

Mn : 0.50~3.00%、

Cr : 0.10~3.00%、

Al : 0.010~0.100%、

N : 0.003~0.030%、

S : 0.003~0.030%、

P : 0.020%以下、

Mo : 0~3.00%、

B : 0~0.0050%、

Nb : 0~0.100%、

Ti : 0~0.100%、

V : 0~0.50%、

REM : 0~0.020%

残部 : Fe 及び不純物である鋼材を機械部品形状に成形し、

浸炭処理温度 950℃超~1100℃にて真空浸炭処理を行い、次いで、

オーステナイト域から焼入れし、

下記式 (1)、(2) を満足し、かつ、周波数を 10~500 KHz として、1 回以上高周波焼入れし、次いで、

130~200℃で焼戻しすることを特徴とする機械部品の製造方法。

$$300 \leq y \leq -0.35 \times T0 + 750 \cdots (1)$$

$$A < T1 \leq 1000 \cdots (2)$$

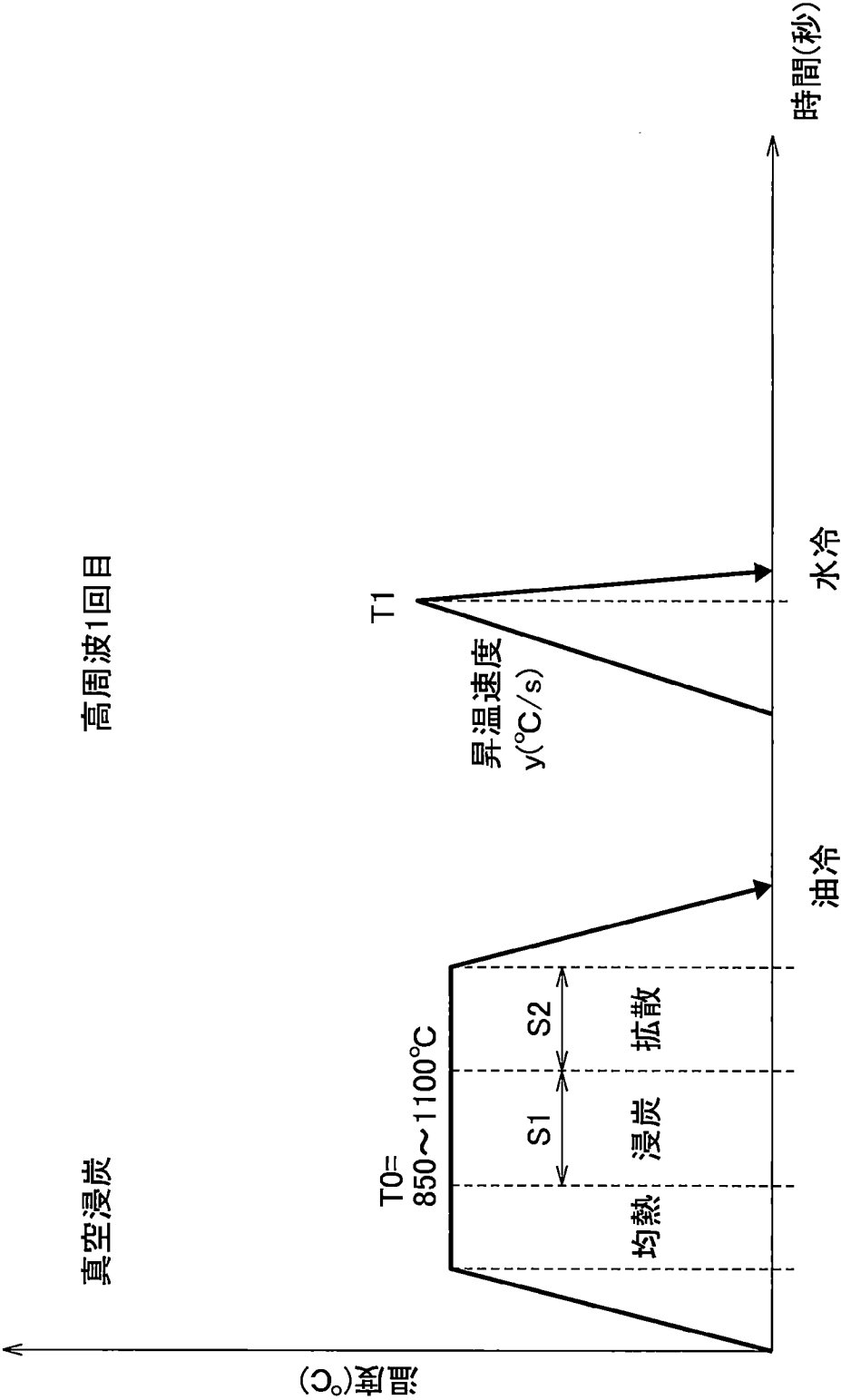
但し、T0 は浸炭処理温度 (℃) ; y は高周波加熱時の昇温速度 (℃/秒) ; T1 は機械部品の表面から 0.5 mm における最高到達温

度；Aは鋼のオーステナイト化温度である。

[請求項3] 前記高周波焼入れを2回又は3回行う、請求項2に記載の機械部品の製造方法。

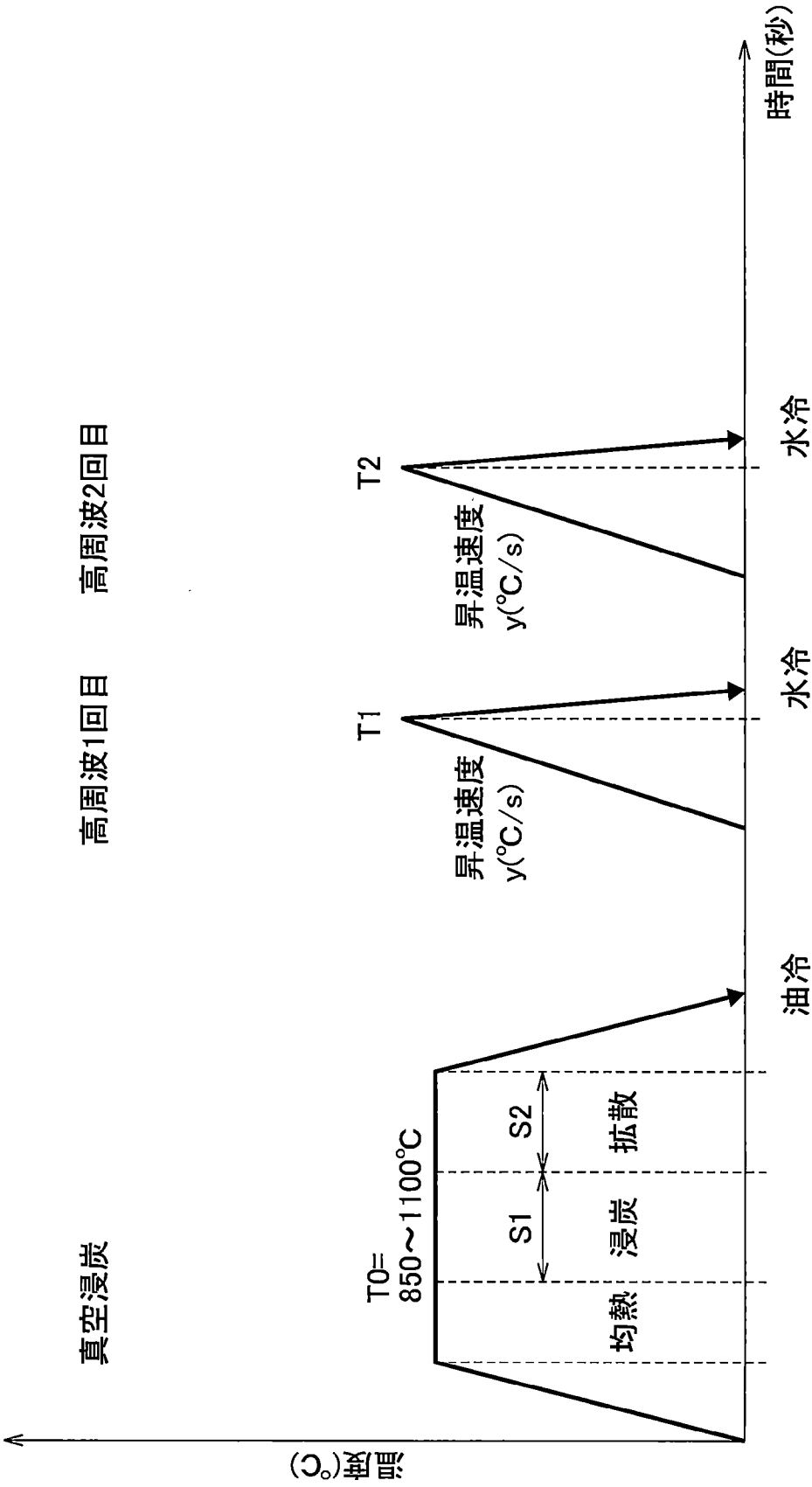
[図1]

図1



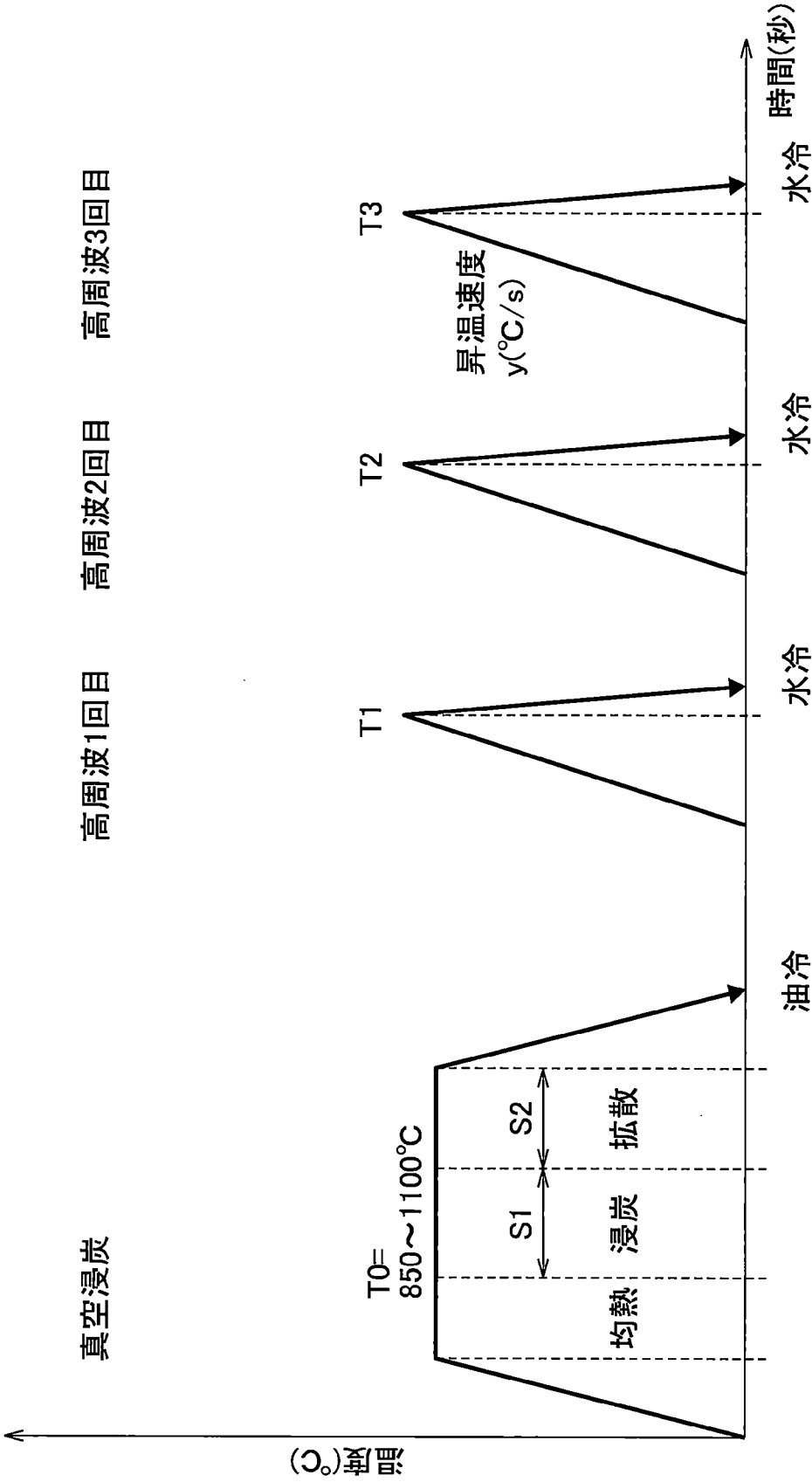
[図2]

図2



[図3]

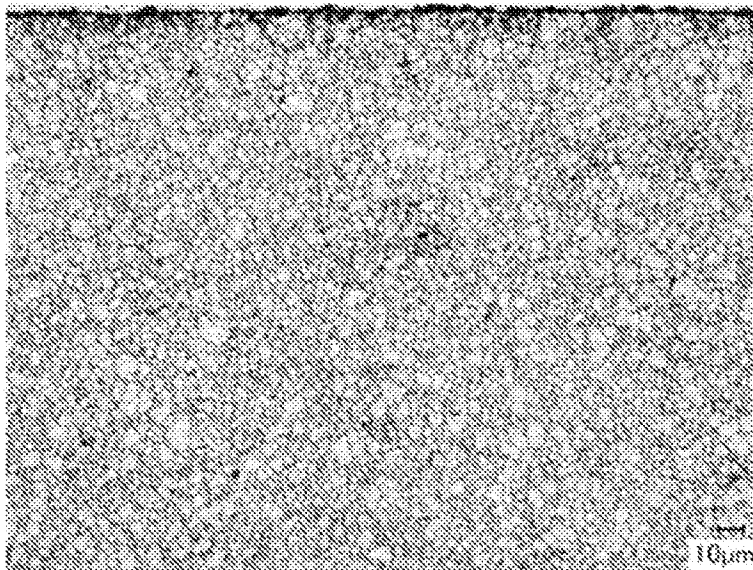
図3



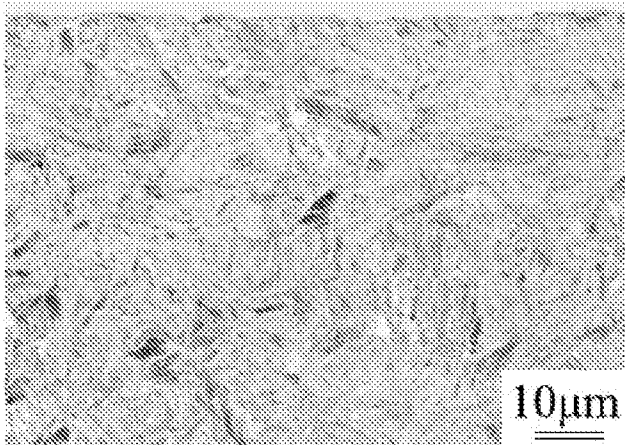
[図4]

図4

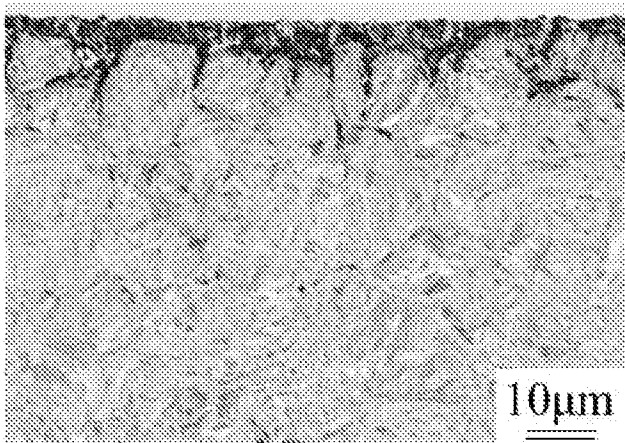
(a)



(b)

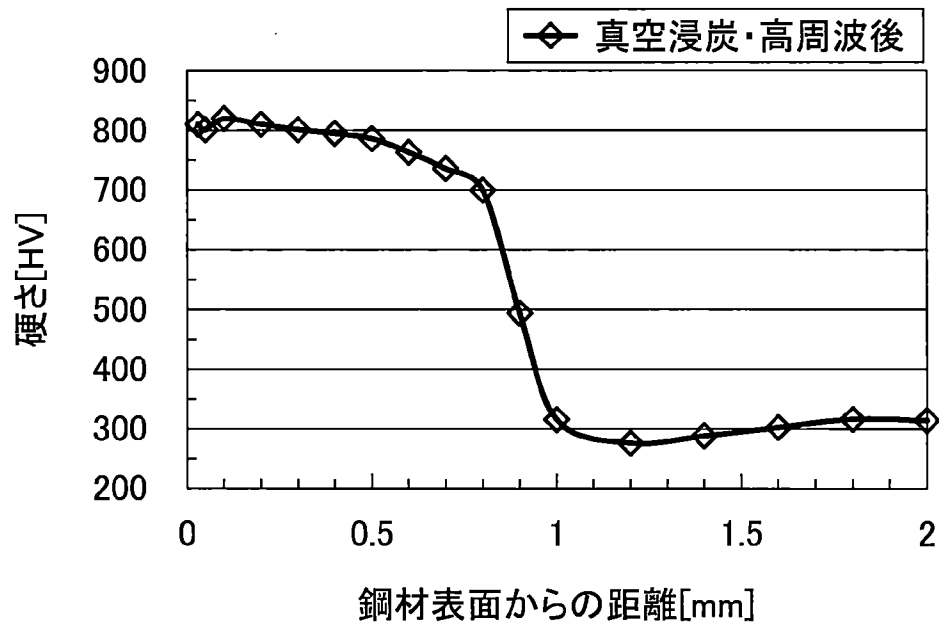


(c)



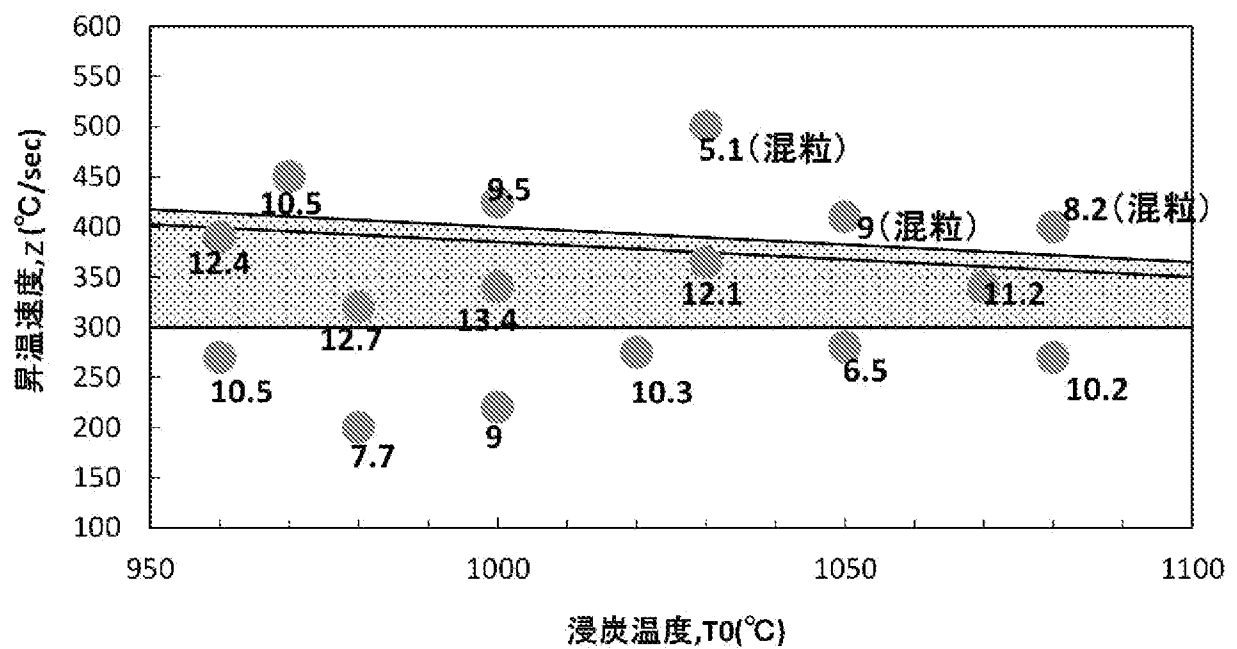
[図5]

図5

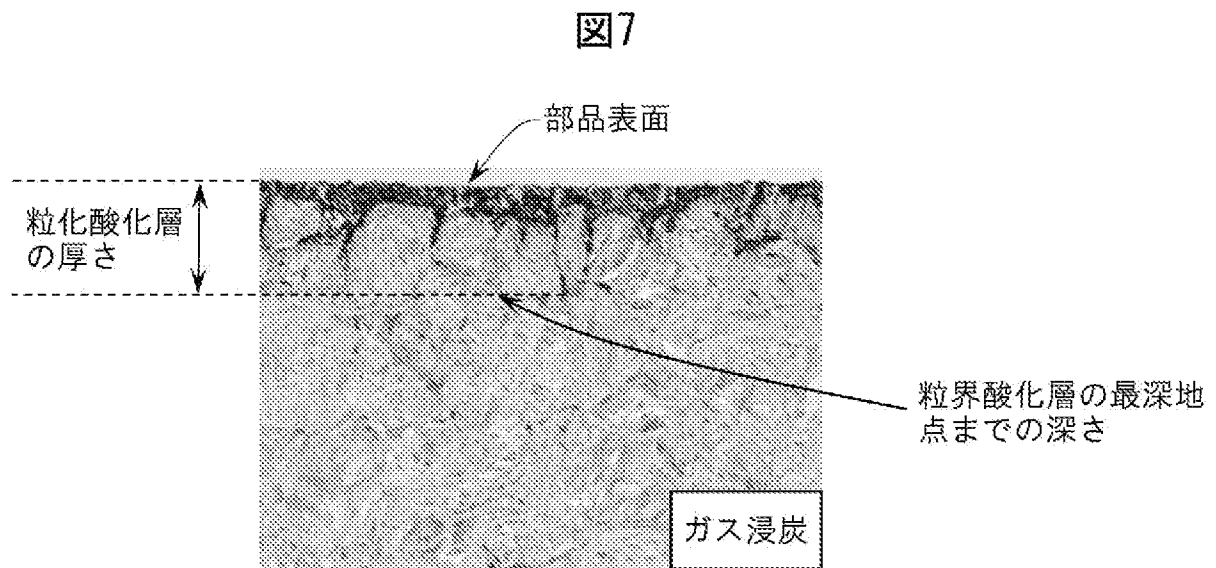


[図6]

図6



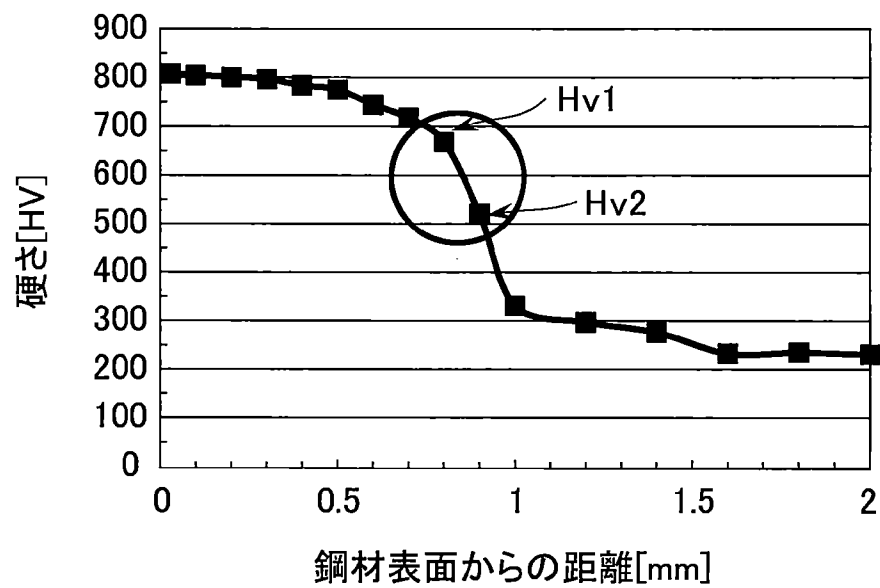
[図7]



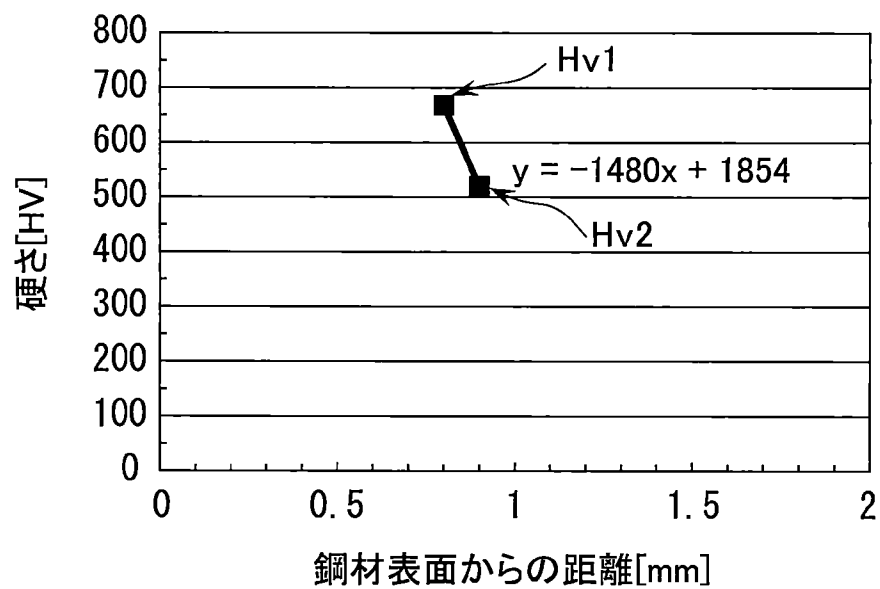
[図8]

図8

(a)



(b)



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2019/000599

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int.Cl. C22C38/00 (2006.01) i, C21D1/06 (2006.01) i, C21D1/09 (2006.01) i,
C21D6/00 (2006.01) i, C21D9/32 (2006.01) i, C22C38/38 (2006.01) i,
C23C8/22 (2006.01) i

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

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

Int.Cl. C22C38/00-38/60, C21D1/06, C21D1/09, C21D6/00, C21D9/32, C23C8/22

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Published examined utility model applications of Japan	1922-1996
Published unexamined utility model applications of Japan	1971-2019
Registered utility model specifications of Japan	1996-2019
Published registered utility model applications of Japan	1994-2019

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	WO 2017/154964 A1 (AISIN AW CO., LTD.) 14 September 2017 & EP 3378963 A1 & KR 10-2018-0099877 A & CN 108603261 A	1-3
A	WO 2011/122650 A1 (AISIN AW CO., LTD.) 06 October 2011 & US 2012/0247619 A1 & CN 102770567 A & EP 2546381 A1 & KR 10-2014-0143460 A	1-3
A	JP 2011-208201 A (AISIN AW CO., LTD.) 20 October 2011 (Family: none)	1-3
A	KR 10-2007-0023375 A (HYUNDAI MOTOR COMPANY) 28 February 2007 (Family: none)	1-3

☐

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

"I" 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
22 February 2019 (22.02.2019)

Date of mailing of the international search report
05 March 2019 (05.03.2019)

Name and mailing address of the ISA/
Japan Patent Office
3-4-3, Kasumigaseki, Chiyoda-ku,
Tokyo 100-8915, Japan

Authorized officer

Telephone No.

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))

Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, C21D1/06(2006.01)i, C21D1/09(2006.01)i, C21D6/00(2006.01)i,
C21D9/32(2006.01)i, C22C38/38(2006.01)i, C23C8/22(2006.01)i

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC))

Int.Cl. C22C38/00-38/60, C21D1/06, C21D1/09, C21D6/00, C21D9/32, C23C8/22

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	1971-2019年
日本国実用新案登録公報	1996-2019年
日本国登録実用新案公報	1994-2019年

国際調査で使用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	W0 2017/154964 A1 (アイシン・エイ・ダブリュ株式会社) 2017. 09. 14, & EP 3378963 A1 & KR 10-2018-0099877 A & CN 108603261 A	1-3
A	W0 2011/122650 A1 (アイシン・エイ・ダブリュ株式会社) 2011. 10. 06, & US 2012/0247619 A1 & CN 102770567 A & EP 2546381 A1 & KR 10-2014-0143460 A	1-3
A	JP 2011-208201 A (アイシン・エイ・ダブリュ株式会社) 2011. 10. 20, (ファミリーなし)	1-3

☑ 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

22. 02. 2019

国際調査報告の発送日

05. 03. 2019

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (ISA/J P)

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)

河野 一夫

4 K

9833

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 請求項の番号
A	KR 10-2007-0023375 A (HYUNDAI MOTOR COMPANY) 2007.02.28, (ファミリーなし)	1 - 3