

(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
2024年1月25日(25.01.2024)



(10) 国際公開番号

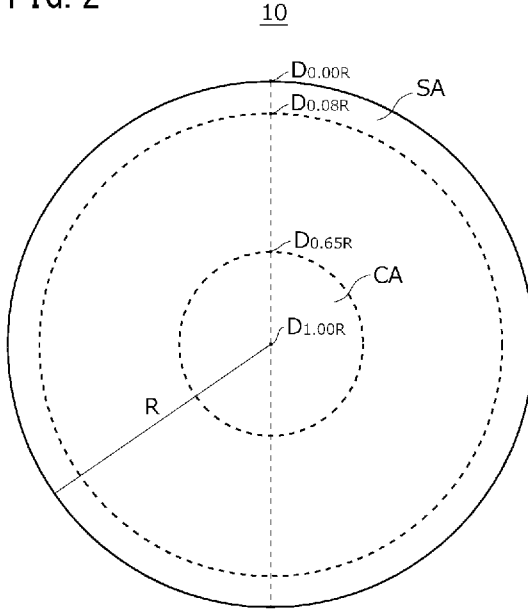
WO 2024/019013 A1

- (51) 国際特許分類:
C21D 8/06 (2006.01) C22C 38/00 (2006.01)
C21D 9/30 (2006.01) C22C 38/60 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2023/026060
- (22) 国際出願日: 2023年7月14日(14.07.2023)
- (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 2022-115904 2022年7月20日(20.07.2022) JP
- (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: 間曾 利治(AISO, Toshiharu); 〒1008071 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 Tokyo (JP). 宮西 慶(MIYANISHI, Kei); 〒1008071 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 Tokyo (JP).
- (74) 代理人: アセンド弁理士法人(ASCEND IP LAW FIRM); 〒5300003 大阪府大阪市北区堂島一丁目5番17号 Osaka (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, CL, CN, CO, CR, CU, CV, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IQ, IR, IS, IT, JM, JO, JP, KE, KG,

(54) Title: STEEL MATERIAL

(54) 発明の名称: 鋼材

FIG. 2



(57) **Abstract:** The present invention provides a steel material which has excellent fusion cracking resistance, excellent resistance to cracking during hot working and excellent machinability, and which enables a component for machine structures to achieve a high fatigue strength in cases where the component is formed of this steel material. A steel material according to the present disclosure has a chemical composition that is set forth in the description, while having an Fn of 0.45-1.05, the Fn being defined by formula (1). With respect to this steel material, the number density of fine Bi particles that have a circle-equivalent diameter of 0.1-1.0 μm is 15.00 per mm^2 or more and the number density of coarse Bi particles that have a circle-equivalent diameter of 10.0 μm or

KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU,
LY, MA, MD, MG, MK, MN, MU, 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, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA,
UG, US, UZ, VC, VN, WS, 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, CV, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SC, 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, ME, 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))

more is 0.25 per mm² or less at a depth of 0.08R (R represents the radius) from the surface of the steel material; and the number density of the fine Bi particles is less than 15.00 per mm² and the number density of the coarse Bi particles is more than 0.25 per mm² at a depth of 0.65R from the surface of the steel material.

(57) 要約: 優れた耐溶融割れ性、優れた耐熱間加工割れ性、及び、優れた被削性を有し、機械構造用部品とした場合に高い疲労強度を得ることができる鋼材を提供する。本開示による鋼材は、明細書に記載の化学組成を有し、式(1)で定義されるF_nが0.45~1.05であり、鋼材の表面から0.08R深さ位置において(Rは半径)、円相当径が0.1~1.0μmのBi粒子である微細Bi粒子の個数密度が15.00個/mm²以上であり、円相当径が10.0μm以上のBi粒子である粗大Bi粒子の個数密度が0.25個/mm²以下であり、鋼材の表面から0.65R深さ位置において、微細Bi粒子の個数密度が15.00個/mm²未満であり、粗大Bi粒子の個数密度が0.25個/mm²超である。

明 細 書

発明の名称：鋼材

技術分野

[0001] 本開示は鋼材に関し、さらに詳しくは、機械構造用部品の素材となる鋼材に関する。

背景技術

[0002] 機械構造用部品は、自動車及び建設車両のクランクシャフト等に代表される自動車部品に利用される。機械構造用部品には、高い疲労強度が求められる。

[0003] 機械構造用部品の疲労強度を向上させる技術は、例えば、特開2008-169411号公報（特許文献1）に開示されている。

[0004] 特許文献1に開示された、機械構造用部品の素材となる鋼材は、質量％で、C：0.15～0.55％、Si：0.01～2.0％、Mn：0.01～2.5％、Cu：0.01～2.0％、Ni：0.01～2.0％、Cr：0.01～2.5％、Mo：0.01～3.0％、及び、V及びWからなる群から選ばれる少なくとも1種の総量：0.01～1.0％を含有し、残部がFe及び不可避免的不純物からなる。この鋼材は、1010℃～1050℃で均熱した後、200℃／分以上の冷却速度で500℃～550℃まで冷却し、引き続き、100℃／分以上の冷却速度で150℃以下まで冷却し、次いで、550℃～700℃の温度域で加熱した後の、室温におけるHRC硬さの最大値を与えるLMPが17.66以上である。この文献では、上記条件で熱処理を行った後の室温におけるHRC硬さの最大値を与えるLMPを17.66以上とし、軟化抵抗を高めることにより、疲労特性を高めている。

先行技術文献

特許文献

[0005] 特許文献1：特開2008-169411号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

- [0006] ところで、機械構造用部品の疲労強度の向上のために、機械構造用部品に対して表面硬化処理が施される場合がある。
- [0007] 種々の表面硬化処理の一つに、高周波焼入れがある。高周波焼入れは、必要な部位のみ硬化させることができる。高周波焼入れは、高温で加熱した後、冷却して、鋼材の表層に硬化層を形成する。高周波焼入れでは、軟窒化等の他の表面硬化処理と比較して、大きい硬化層深さ及び高い疲労強度が得られる。
- [0008] 機械構造用部品がクランクシャフトである場合を一例として、機械構造用部品に施される高周波焼入れ処理について説明する。機械構造用部品であるクランクシャフトが図1に示す形状である場合、クランクシャフトの疲労強度を高めるために、例えば、クランクシャフトのフィレットR部1に高周波焼入れが施される。この場合、フィレットR部1の表層に硬化層が形成される。
- [0009] 硬化層深さを大きくするためには、高周波焼入れにおいて、高周波電力の出力を増加して加熱温度を高めればよい。しかしながら、高温で高周波焼入れを実施する場合、機械構造用部品のエッジ部で、加熱温度が過剰に高くなりやすい。例えば、機械構造用部品が図1に示すクランクシャフトである場合、エッジ部2で加熱温度が過剰に高くなる。特に、高周波焼入れ時の昇温速度が速い場合、加熱温度が過剰に高くなりやすい。
- [0010] 例えば、高周波焼入れでの加熱温度が過剰に高くなり、1350℃以上となる場合、鋼材の一部が溶融して割れが発生する場合がある。以下、このような割れを、本明細書では、「溶融割れ」という。このような溶融割れの発生は抑制できる方が好ましい。つまり、鋼材には、優れた耐溶融割れ性が求められる。
- [0011] また、機械構造用部品の素材となる鋼材では、機械構造用部品の製造工程中、又は、鋼材の製造工程中において、熱間加工が施される。そのため、鋼

材において、熱間加工による割れ（熱間加工割れ）の発生の抑制が求められる。つまり、鋼材には、優れた耐熱間加工割れ性が求められる。

[0012] さらに、機械構造用部品の素材となる鋼材は、機械構造用部品の製造工程中において、切削加工を施される。鋼材の特に内部において、優れた被削性が求められる場合がある。例えば機械構造用部品がクランクシャフトの場合、両端面の中心部分に穴あけなどの加工が実施される。そのため、鋼材には、鋼材内部における優れた被削性が求められる。

[0013] 上述の特許文献 1 では、鋼材の耐溶融割れ性、耐熱間加工割れ性、及び、被削性について検討されていない。

[0014] 本開示の目的は、優れた耐溶融割れ性、優れた耐熱間加工割れ性、及び、優れた被削性を有し、機械構造用部品の素材として利用された場合に、機械構造用部品が高い疲労強度を得ることができる鋼材を提供することである。

課題を解決するための手段

[0015] 本開示による鋼材は、軸方向に垂直な断面が円形状の鋼材であって、化学組成が、質量%で、
C : 0.30 超 ~ 0.60 %、
Si : 0.01 ~ 0.90 %、
Mn : 0.50 ~ 1.70 %、
P : 0.030 % 以下、
S : 0.200 % 以下、
Bi : 0.0051 ~ 0.2500 %、
Al : 0.001 ~ 0.100 %、
N : 0.0250 % 以下、
O : 0.0050 % 以下、
Cr : 0 ~ 1.30 %、
V : 0 ~ 0.200 %、
Sn : 0 ~ 0.1000 %、
Sb : 0 ~ 0.0500 %、

A s : 0 ~ 0. 0 5 0 0 %、

P b : 0 ~ 0. 0 9 %、

M g : 0 ~ 0. 0 1 0 0 %、

T i : 0 ~ 0. 0 4 0 0 %、

N b : 0 ~ 0. 0 5 0 0 %、

W : 0 ~ 0. 4 0 0 0 %、

Z r : 0 ~ 0. 2 0 0 0 %、

C a : 0 ~ 0. 0 1 0 0 %、

T e : 0 ~ 0. 0 1 0 0 %、

B : 0 ~ 0. 0 0 5 0 %、

希土類元素 : 0 ~ 0. 0 1 0 0 %、

C o : 0 ~ 0. 0 1 0 0 %、

S e : 0 ~ 0. 0 1 0 0 %、

I n : 0 ~ 0. 0 1 0 0 %、

M o : 0 ~ 0. 3 0 %、

C u : 0 ~ 0. 5 0 %、

N i : 0 ~ 0. 5 0 %、及び、

残部は F e 及び不純物からなり、

式 (1) で定義される F n が 0. 4 5 ~ 1. 0 5 であり、

前記鋼材の半径を R と定義したとき、前記鋼材の表面から 0. 0 8 R 深さ位置において、

円相当径が 0. 1 ~ 1. 0 μ m の B i 粒子である微細 B i 粒子の個数密度が 1 5. 0 0 個 / mm^2 以上であり、

円相当径が 1 0. 0 μ m 以上の B i 粒子である粗大 B i 粒子の個数密度が 0. 2 5 個 / mm^2 以下であり、

前記鋼材の表面から 0. 6 5 R 深さ位置において、

前記微細 B i 粒子の個数密度が 1 5. 0 0 個 / mm^2 未満であり、

前記粗大 B i 粒子の個数密度が 0. 2 5 個 / mm^2 超である。

$$F_n = C + (Si / 10) + (Mn / 5) - (5S / 7) + (5Cr / 22) + 1.65V \quad (1)$$

ここで、式(1)中の各元素記号には、対応する元素の質量%での含有量が代入され、元素が含有されていない場合、対応する元素記号には「0」が代入される。

発明の効果

[0016] 本開示の鋼材は、優れた耐溶融割れ性、優れた耐熱間加工割れ性、及び、優れた被削性を有し、機械構造用部品の素材として利用された場合に、機械構造用部品が高い疲労強度を得ることができる。

図面の簡単な説明

[0017] [図1]図1は、機械構造用部品の一例であるクランクシャフトの一部の正面図である。

[図2]図2は、本実施形態の鋼材の軸方向に垂直な断面図である。

[図3]図3は、実施例中の溶融割れ評価試験でのミクロ組織の模式図である。

[図4]図4は、実施例中の溶融割れ評価試験での図3と異なるミクロ組織の模式図である。

[図5]図5は、実施例の疲労強度評価試験に用いられる疲労試験片の側面図である。

発明を実施するための形態

[0018] 本発明者らは、初めに、機械構造用部品の素材として利用した場合に機械構造用部品の疲労強度が高まる鋼材の化学組成について検討を行った。その結果、本発明者らは、質量%で、C：0.30超～0.60%、Si：0.01～0.90%、Mn：0.50～1.70%、P：0.030%以下、S：0.200%以下、Al：0.001～0.100%、N：0.0250%以下、O：0.0050%以下、Cr：0～1.30%、V：0～0.200%、Sn：0～0.1000%、Sb：0～0.0500%、As：0～0.0500%、Pb：0～0.09%、Mg：0～0.0100%、Ti：0～0.0400%、Nb：0～0.0500%、W：0～0.40

00%、Zr：0～0.2000%、Ca：0～0.0100%、Te：0～0.0100%、B：0～0.0050%、希土類元素：0～0.0100%、Co：0～0.0100%、Se：0～0.0100%、In：0～0.0100%、Mo：0～0.30%、Cu：0～0.50%、Ni：0～0.50%、及び、残部はFe及び不純物からなる化学組成を有する鋼材であれば、この鋼材を素材として機械構造用部品を製造した場合に、機械構造用部品が優れた疲労強度を有する可能性があると考えた。

[0019] 続いて、本発明者らは、化学組成中の各元素含有量が上述の範囲内である鋼材において、被削性を高める手段を検討した。その結果、本発明者らは、式(1)で定義されるFnを0.45～1.05とすることにより、機械構造用部品において優れた疲労強度が得られ、かつ、機械構造用部品の素材である鋼材の被削性が高まることを見出した。

$$F_n = C + (Si / 10) + (Mn / 5) - (5S / 7) + (5Cr / 22) + 1.65V \quad (1)$$

[0020] 本発明者らはさらに、高周波焼入れ時における鋼材の耐溶融割れ性を高める手段を検討した。

[0021] 高周波焼入れ時の鋼材に発生する溶融割れには、C含有量が影響する。具体的には、粒界に偏析するCにより粒界での融点が下がる。その結果、溶融割れが発生しやすくなる。そこで、上述の化学組成にさらに、Biを0.0051～0.2500%含有する。Biを上述の範囲で含有すれば、鋼材中にBi粒子（介在物）が生成する。微細なBi粒子は、ピン止め効果により、高周波焼入れ時の鋼材中の結晶粒（オーステナイト粒）の粗大化を抑制する。高周波焼入れ時において、結晶粒を微細に維持できれば、粒界面積の低減を抑制できる。粒界面積の低減を抑制でき、ある程度の粒界面積を確保できれば、単位面積当たりの粒界に偏析するC濃度が減少する。その結果、溶融割れの発生が抑制される。

[0022] しかしながら、鋼材に上述の範囲のBiを含有した場合、微細なBi粒子だけでなく、粗大なBi粒子も生成し得る。粗大なBi粒子は、熱間加工割

れの起点となる。そのため、粗大なB i 粒子が過剰に存在すれば、鋼材の耐熱間加工割れ性が低下する。

[0023] 一方で、粗大なB i 粒子は、鋼材の被削性を高める。以上を考慮すれば、上述の化学組成を有する鋼材において、上述の範囲のB i を含有することにより、優れた耐溶融割れ性と、優れた耐熱間加工割れ性と、優れた被削性とを同時に得ることは困難であるように思われる。

[0024] しかしながら本発明者らは、鋼材の領域に応じて微細B i 粒子の個数密度と粗大B i 粒子の個数密度とを変えることにより、優れた耐溶融割れ性と、優れた耐熱間加工割れ性と、優れた被削性とを同時に得ることができると考えた。具体的には、鋼材のうち、溶融割れや熱間加工割れが発生しやすいのは、鋼材の表層領域である。したがって、鋼材の表層領域では、優れた耐溶融割れ性及び優れた耐熱間加工割れ性が得られるようにすればよい。一方、鋼材の内部領域では、溶融割れや熱間加工割れが発生しにくい。そこで、鋼材の内部領域では、高い被削性が得られるようにすればよい。

[0025] 以上の技術思想に基づいて、鋼材の表層領域及び内部領域における微細B i 粒子の個数密度及び粗大B i 粒子の個数密度と、鋼材の耐溶融割れ性、耐熱間加工割れ性及び被削性との関係について調査及び検討を行った。その結果、上述の化学組成を満たし、F n が0.45～1.05となる鋼材において、表層領域での微細B i 粒子の個数密度が15.00個/mm²以上、粗大B i 粒子の個数密度が0.25個/mm²以下であり、内部領域での微細B i 粒子の個数密度が15.00個/mm²未満、粗大B i 粒子の個数密度が0.25個/mm²超であれば、優れた耐溶融割れ性、優れた耐熱間加工割れ性、及び、優れた被削性を同時に満たすことができ、さらに、機械構造用部品の素材として利用された場合に、機械構造用部品において優れた疲労強度が得られることを本発明者らは見出した。

[0026] 以上の技術思想に基づいて完成した本実施形態による鋼材は、次の構成を有する。

[0027] [1]

軸方向に垂直な断面が円形状の鋼材であって、

化学組成が、質量%で、

C : 0.30超~0.60%、

Si : 0.01~0.90%、

Mn : 0.50~1.70%、

P : 0.030%以下、

S : 0.200%以下、

Bi : 0.0051~0.2500%、

Al : 0.001~0.100%、

N : 0.0250%以下、

O : 0.0050%以下、

Cr : 0~1.30%、

V : 0~0.200%、

Sn : 0~0.1000%、

Sb : 0~0.0500%、

As : 0~0.0500%、

Pb : 0~0.09%、

Mg : 0~0.0100%、

Ti : 0~0.0400%、

Nb : 0~0.0500%、

W : 0~0.4000%、

Zr : 0~0.2000%、

Ca : 0~0.0100%、

Te : 0~0.0100%、

B : 0~0.0050%、

希土類元素 : 0~0.0100%、

Co : 0~0.0100%、

Se : 0~0.0100%、

l n : 0 ~ 0. 0 1 0 0 %、

M o : 0 ~ 0. 3 0 %、

C u : 0 ~ 0. 5 0 %、

N i : 0 ~ 0. 5 0 %、及び、

残部は F e 及び不純物からなり、

式 (1) で定義される F n が 0. 4 5 ~ 1. 0 5 であり、

前記鋼材の半径を R と定義したとき、前記鋼材の表面から 0. 0 8 R 深さ位置において、

円相当径が 0. 1 ~ 1. 0 μ m の B i 粒子である微細 B i 粒子の個数密度が 1 5. 0 0 個 / mm^2 以上であり、

円相当径が 1 0. 0 μ m 以上の B i 粒子である粗大 B i 粒子の個数密度が 0. 2 5 個 / mm^2 以下であり、

前記鋼材の表面から 0. 6 5 R 深さ位置において、

前記微細 B i 粒子の個数密度が 1 5. 0 0 個 / mm^2 未満であり、

前記粗大 B i 粒子の個数密度が 0. 2 5 個 / mm^2 超である、

鋼材。

$$F n = C + (S i / 1 0) + (M n / 5) - (5 S / 7) + (5 C r / 2 2) + 1. 6 5 V \quad (1)$$

ここで、式 (1) 中の各元素記号には、対応する元素の質量 % での含有量が代入され、元素が含有されていない場合、対応する元素記号には「 0 」が代入される。

[0028] [2]

[1] に記載の鋼材であって、

前記化学組成は、

C r : 0. 0 1 ~ 1. 3 0 %、

V : 0. 0 0 1 ~ 0. 2 0 0 %、

S n : 0. 0 0 0 1 ~ 0. 1 0 0 0 %、

S b : 0. 0 0 0 1 ~ 0. 0 5 0 0 %、

A s : 0. 0 0 0 1 ~ 0. 0 5 0 0 %、
P b : 0. 0 1 ~ 0. 0 9 %、
M g : 0. 0 0 0 1 ~ 0. 0 1 0 0 %、
T i : 0. 0 0 0 1 ~ 0. 0 4 0 0 %、
N b : 0. 0 0 0 1 ~ 0. 0 5 0 0 %、
W : 0. 0 0 0 1 ~ 0. 4 0 0 0 %、
Z r : 0. 0 0 0 1 ~ 0. 2 0 0 0 %、
C a : 0. 0 0 0 1 ~ 0. 0 1 0 0 %、
T e : 0. 0 0 0 1 ~ 0. 0 1 0 0 %、
B : 0. 0 0 0 1 ~ 0. 0 0 5 0 %、
希土類元素 : 0. 0 0 0 1 ~ 0. 0 1 0 0 %、
C o : 0. 0 0 0 1 ~ 0. 0 1 0 0 %、
S e : 0. 0 0 0 1 ~ 0. 0 1 0 0 %、
I n : 0. 0 0 0 1 ~ 0. 0 1 0 0 %、
M o : 0. 0 1 ~ 0. 3 0 %、
C u : 0. 0 1 ~ 0. 5 0 %、
N i : 0. 0 1 ~ 0. 5 0 %、
からなる群から選択される 1 種以上を含有する、
鋼材。

[0029] 以下、本実施形態の鋼材について詳述する。元素に関する「%」は、特に断りがない限り、質量%を意味する。

[0030] [本実施形態の鋼材の特徴]

本実施形態の鋼材は次の特徴 1 ~ 特徴 4 を満たす。

(特徴 1)

化学組成が、質量%で、C : 0. 3 0 超 ~ 0. 6 0 %、S i : 0. 0 1 ~ 0. 9 0 %、M n : 0. 5 0 ~ 1. 7 0 %、P : 0. 0 3 0 % 以下、S : 0. 2 0 0 % 以下、B i : 0. 0 0 5 1 ~ 0. 2 5 0 0 %、A l : 0. 0 0 1 ~ 0. 1 0 0 %、N : 0. 0 2 5 0 % 以下、O : 0. 0 0 5 0 % 以下、C r

: 0~1.30%、V: 0~0.200%、Sn: 0~0.1000%、Sb: 0~0.0500%、As: 0~0.0500%、Pb: 0~0.09%、Mg: 0~0.0100%、Ti: 0~0.0400%、Nb: 0~0.0500%、W: 0~0.4000%、Zr: 0~0.2000%、Ca: 0~0.0100%、Te: 0~0.0100%、B: 0~0.0050%、希土類元素: 0~0.0100%、Co: 0~0.0100%、Se: 0~0.0100%、In: 0~0.0100%、Mo: 0~0.30%、Cu: 0~0.50%、Ni: 0~0.50%、及び、残部はFe及び不純物からなる。

(特徴2)

式(1)で定義されるFnが0.45~1.05である。

(特徴3)

鋼材の半径をRと定義したとき、鋼材の表面から0.08R深さ位置において、円相当径が0.1~1.0 μ mのBi粒子である微細Bi粒子の個数密度が15.00個/mm²以上であり、円相当径が10.0 μ m以上のBi粒子である粗大Bi粒子の個数密度が0.25個/mm²以下である。

(特徴4)

鋼材の表面から0.65R深さ位置において、微細Bi粒子の個数密度が15.00個/mm²未満であり、粗大Bi粒子の個数密度が0.25個/mm²超である。

以下、特徴1~特徴4について説明する。

[0031] [(特徴1) 化学組成について]

本実施形態の鋼材の化学組成は、次の元素を含有する。

[0032] C: 0.30超~0.60%

炭素(C)は、鋼材を素材として製造された機械構造用部品の硬さを高め、機械構造用部品の疲労強度を高める。C含有量が0.30%以下であれば、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は鋼材の融点を低下させる。そのため、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、鋼材を素材とした機械構造用部品の製造工程において鋼材に対して高周波焼入れを実施したとき、鋼材に溶融割れが発生しやすくなる。

したがって、C含有量は0.30超～0.60%である。

C含有量の好ましい下限は0.31%であり、さらに好ましくは0.35%であり、さらに好ましくは0.37%であり、さらに好ましくは0.38%である。

C含有量の好ましい上限は0.55%であり、さらに好ましくは0.50%であり、さらに好ましくは0.45%である。

[0033] Si : 0.01～0.90%

シリコン (Si) は、製鋼工程において鋼を脱酸する。Siはさらに、鋼材を素材として製造された機械構造用部品の硬さを高め、機械構造用部品の疲労強度を高める。Si含有量が0.01%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はCとの親和力が弱い。そのため、Si含有量が0.90%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、加熱時において、Cは、Siが固溶している粒内よりも、粒界に偏析しやすくなる。その結果、鋼材を素材とした機械構造用部品の製造工程において鋼材に対して高周波焼入れを実施したとき、鋼材に溶融割れが発生しやすくなる。

したがって、Si含有量は0.01～0.90%である。

Si含有量の好ましい下限は0.02%であり、さらに好ましくは0.05%であり、さらに好ましくは0.08%であり、さらに好ましくは0.10%である。

Si含有量の好ましい上限は0.70%であり、さらに好ましくは0.65%であり、さらに好ましくは0.55%であり、さらに好ましくは0.50%である。

[0034] Mn : 0.50～1.70%

マンガン（Mn）は、製鋼工程において鋼を脱酸する。Mnはさらに、鋼材の焼入れ性を高める。そのため、鋼材を素材として製造された機械構造用部品の硬さが高まり、機械構造用部品の疲労強度が高まる。さらに、MnはCとの親和力が強い。そのため、加熱時において、CはMnが固溶している粒内に留まる。そのため、Cの粒界への偏析が抑制される。その結果、鋼材を素材とした機械構造用部品の製造工程において鋼材に対して高周波焼入れを実施したとき、溶融割れの発生が抑制される。さらに、Mnは、Sと結合してMn硫化物を形成する。そのため、Mnは、粗大なFeSの形成を抑制することができる。その結果、熱間加工時の鋼材の熱間加工性が向上し、耐熱間加工割れ性が高まる。Mn含有量が0.50%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は鋼材の融点を低下させる。そのため、Mn含有量が1.70%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、鋼材を素材とした機械構造用部品の製造工程において鋼材に対して高周波焼入れを実施したとき、耐溶融割れ性が低下する。さらに、Mn含有量が1.70%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、鋼材の硬さが過剰に高まる。この場合、鋼材の被削性が十分に得られない。

したがって、Mn含有量は0.50～1.70%である。

Mn含有量の好ましい下限は0.70%であり、さらに好ましくは0.80%であり、さらに好ましくは0.85%であり、さらに好ましくは0.90%である。

Mn含有量の好ましい上限は1.65%であり、さらに好ましくは1.60%であり、さらに好ましくは1.55%であり、さらに好ましくは1.50%であり、さらに好ましくは1.48%であり、さらに好ましくは1.45%であり、さらに好ましくは1.43%であり、さらに好ましくは1.40%である。

[0035] P：0.030%以下

りん（P）は不純物である。Pは粒界に偏析して鋼材の融点を低下させる

。そのため、鋼材を素材とした機械構造用部品の製造工程において鋼材に対して高周波焼入れを実施したとき、鋼材に溶融割れが発生しやすくなる。

したがって、P含有量は0.030%以下である。

P含有量はなるべく低い方が好ましい。しかしながら、P含有量の過度な低減は、製造コストが高くなる。したがって、通常の工業生産を考慮すれば、P含有量の好ましい下限は0%超であり、さらに好ましくは0.001%であり、さらに好ましくは0.002%である。

P含有量の好ましい上限は0.028%であり、さらに好ましくは0.026%であり、さらに好ましくは0.023%であり、さらに好ましくは0.020%である。

[0036] S : 0.200%以下

硫黄(S)は硫化物を生成し、鋼材の被削性を高める。Sが少しでも含まれれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、上記効果がある程度得られる。

しかしながら、Sは鋼材の融点を低下させる。そのため、S含有量が0.200%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、鋼材を素材とした機械構造用部品の製造工程において鋼材に対して高周波焼入れを実施したとき、鋼材に溶融割れが発生しやすくなる。

したがって、S含有量は0.200%以下である。

S含有量の好ましい下限は0%超であり、さらに好ましくは0.001%であり、さらに好ましくは0.005%であり、さらに好ましくは0.010%であり、さらに好ましくは0.015%であり、さらに好ましくは0.020%である。

S含有量の好ましい上限は0.150%であり、さらに好ましくは0.120%であり、さらに好ましくは0.095%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0.055%であり、さらに好ましくは0.035%である。

[0037] Bi : 0.0051~0.2500%

ビスマス（B i）は、鋼材中に粒子を形成し、ピン止め効果により、高周波焼入れの加熱時において、鋼材中の結晶粒（オーステナイト粒）の粗大化を抑制する。結晶粒を微細に維持できれば、粒界面積の低減を抑制できる。そのため、単位粒界面積当たりのC濃度が低減し、高周波焼入れ時の溶融割れが抑制される。B iはさらに、鋼材の被削性を高める。B i含有量が0.0051%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、B i含有量が0.2500%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、鋼材の表層領域に粗大なB i粒子が過剰に生成する。表層領域の粗大なB i粒子は、鋼材の製造工程中の熱間加工時、又は、機械構造用部品の製造工程中の熱間加工時において、割れの起点となりやすい。そのため、鋼材の耐熱間加工割れ性が低下する。

したがって、B i含有量は0.0051～0.2500%である。

B i含有量の好ましい下限は0.0060%であり、さらに好ましくは0.0070%であり、さらに好ましくは0.0100%であり、さらに好ましくは0.0150%であり、さらに好ましくは0.0200%である。

B i含有量の好ましい上限は0.2000%であり、さらに好ましくは0.1500%であり、さらに好ましくは0.1250%であり、さらに好ましくは0.1000%であり、さらに好ましくは0.0900%であり、さらに好ましくは0.0750%であり、さらに好ましくは0.0600%である。

[0038] Al：0.001～0.100%

アルミニウム（Al）は鋼を脱酸する。Al含有量が0.001%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、Al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、Alは粗大な酸化物を形成する。粗大な酸化物は、鋼材を素材として製造された機械構造用部品の疲労強度を低下する。

したがって、A I 含有量は0.001~0.100%である。

A I 含有量の好ましい下限は0.002%であり、さらに好ましくは0.003%であり、さらに好ましくは0.005%であり、さらに好ましくは0.010%である。

A I 含有量の好ましい上限は0.060%であり、さらに好ましくは0.050%であり、さらに好ましくは0.040%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。

[0039] N : 0.0250%以下

窒素 (N) は鋼材を素材とした機械構造用部品の製造工程中において、窒化物及び／又は炭窒化物を形成して鋼材を析出強化する。その結果、鋼材を素材として製造された機械構造用部品の疲労強度が高まる。Nが少しでも含有されれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、上記効果がある程度得られる。

一方、N含有量が0.0250%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、N含有量は0.0250%以下である。

N含有量の好ましい下限は0%超であり、さらに好ましくは0.0001%であり、さらに好ましくは0.0005%であり、さらに好ましくは0.0010%であり、さらに好ましくは0.0020%であり、さらに好ましくは0.0030%であり、さらに好ましくは0.0040%である。

N含有量の好ましい上限は0.0200%であり、さらに好ましくは0.0190%であり、さらに好ましくは0.0170%であり、さらに好ましくは0.0150%であり、さらに好ましくは0.0130%であり、さらに好ましくは0.0100%である。

[0040] O : 0.0050%以下

酸素 (O) は不純物である。Oは鋼中で酸化物を形成し、鋼材を素材として製造された機械構造用部品の疲労強度を低下する。

したがって、O含有量は0.0050%以下である。

O含有量はなるべく低い方が好ましい。しかしながら、O含有量の過度な低減は、製造コストが高くなる。したがって、通常の工業生産を考慮すれば、O含有量の好ましい下限は0%超であり、さらに好ましくは0.0001%であり、さらに好ましくは0.0002%である。

O含有量の好ましい上限は0.0030%であり、さらに好ましくは0.0025%であり、さらに好ましくは0.0020%であり、さらに好ましくは0.0015%であり、さらに好ましくは0.0012%である。

[0041] 本実施の形態による鋼材の化学組成の残部は、Fe及び不純物からなる。ここで、不純物とは、鋼材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されるものであって、意図的に含有されるものではなく、本実施形態による鋼材に悪影響を与えない範囲で許容されるものを意味する。

[0042] [任意元素 (Optional Elements)]

本実施形態の鋼材の化学組成はさらに、Feの一部に代えて、

Cr : 0~1.30%、

V : 0~0.200%、

Sn : 0~0.1000%、

Sb : 0~0.0500%、

As : 0~0.0500%、

Pb : 0~0.09%、

Mg : 0~0.0100%、

Ti : 0~0.0400%、

Nb : 0~0.0500%、

W : 0~0.4000%、

Zr : 0~0.2000%、

Ca : 0~0.0100%、

Te : 0~0.0100%、

B : 0~0.0050%、

希土類元素：0～0.0100%、

Co：0～0.0100%、

Se：0～0.0100%、

In：0～0.0100%、

Mo：0～0.30%、

Cu：0～0.50%、

Ni：0～0.50%、

からなる群から選択される1種以上を含有してもよい。

以下、これらの任意元素について説明する。

[0043] [第1群：Cr及びVについて]

本実施形態の鋼材の化学組成はさらに、Feの一部に代えて、以下の第1群を含有してもよい。これらの元素は任意元素であり、いずれも、機械構造用部品の疲労強度を高める。

[第1群]

Cr：0～1.30%、及び、

V：0～0.200%、からなる群から選択される1種以上

[0044] Cr：0～1.30%

クロム（Cr）は、任意元素であり、含有されなくてもよい。つまり、Cr含有量は0%であってもよい。

含有される場合、つまり、Cr含有量が0%超である場合、Crは、鋼材の焼入れ性を高める。そのため、鋼材を素材として製造された機械構造用部品の硬さが高まり、機械構造用部品の疲労強度が高まる。Cr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、Cr含有量が1.30%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、鋼材において、十分な被削性が得られない。

したがって、Cr含有量は0～1.30%であり、含有される場合、Cr含有量は1.30%以下である。

Cr含有量の好ましい下限は0.01%であり、さらに好ましくは0.0

5%であり、さらに好ましくは0.10%であり、さらに好ましくは0.12%であり、さらに好ましくは0.14%であり、さらに好ましくは0.16%であり、さらに好ましくは0.18%である。

C r含有量の好ましい上限は1.25%であり、さらに好ましくは1.20%であり、さらに好ましくは1.10%であり、さらに好ましくは1.00%であり、さらに好ましくは0.90%である。

[0045] V : 0~0.200%

バナジウム (V) は、任意元素であり、含有されなくてもよい。つまり、V含有量は0%であってもよい。

含有される場合、つまり、V含有量が0%超である場合、Vは、鋼材を素材とした機械構造用部品の製造工程中で、V析出物として鋼材中のフェライト中に析出する。これにより、鋼材中のフェライトの硬さが高まる。その結果、機械構造用部品の疲労強度が高まる。V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、V含有量が0.200%を超えれば、上記効果が飽和し、さらに、製造コストが高くなる。

したがって、V含有量は、0~0.200%であり、含有される場合、V含有量は0.200%以下である。

V含有量の好ましい下限は0.001%であり、さらに好ましくは0.003%であり、さらに好ましくは0.005%であり、さらに好ましくは0.007%であり、さらに好ましくは0.010%であり、さらに好ましくは0.015%であり、さらに好ましくは0.020%である。

V含有量の好ましい上限は0.180%であり、さらに好ましくは0.160%であり、さらに好ましくは0.140%であり、さらに好ましくは0.120%であり、さらに好ましくは0.100%であり、さらに好ましくは0.080%であり、さらに好ましくは0.050%であり、さらに好ましくは0.049%である。

[0046] [第2群 : S n、S b、A s 及びP bについて]

本実施形態の鋼材の化学組成はさらに、Feの一部に代えて、以下の第2群を含有してもよい。これらの元素はいずれも任意元素であり、いずれも、鋼材の被削性を高める。

[第2群]

Sn : 0~0.1000%、

Sb : 0~0.0500%、

As : 0~0.0500%、及び、

Pb : 0~0.09%、からなる群から選択される1種以上

[0047] Sn : 0~0.1000%

スズ(Sn)は、任意元素であり、含有されなくてもよい。つまり、Sn含有量は0%であってもよい。

含有される場合、つまり、Sn含有量が0%超である場合、Snは、母相と介在物との界面に偏析し、鋼材を脆化する。そのため、鋼材の被削性が高まる。Sn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、Sn含有量が0.1000%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、Snが過剰に偏析する。この場合、鋼材の熱間加工性が低下する。

したがって、Sn含有量は0~0.1000%であり、含有される場合、Sn含有量は0.1000%以下である。

Sn含有量の好ましい下限は0.0001%であり、さらに好ましくは0.0010%であり、さらに好ましくは0.0020%である。

Sn含有量の好ましい上限は0.0500%であり、さらに好ましくは0.0100%であり、さらに好ましくは0.0090%であり、さらに好ましくは0.0080%であり、さらに好ましくは0.0070%であり、さらに好ましくは0.0060%であり、さらに好ましくは0.0050%であり、さらに好ましくは0.0040%である。

[0048] Sb : 0~0.0500%

アンチモン(Sb)は、任意元素であり、含有されなくてもよい。つまり

、S b含有量は0%であってもよい。

含有される場合、つまり、S b含有量が0%超である場合、S bは、母相と介在物との界面に偏析し、鋼材を脆化する。そのため、鋼材の被削性が高まる。S b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、S b含有量が0.0500%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、S bが過剰に偏析する。この場合、鋼材の熱間加工性が低下する。

したがって、S b含有量は0～0.0500%であり、含有される場合、S b含有量は0.0500%以下である。

S b含有量の好ましい下限は0.0001%であり、さらに好ましくは0.0010%であり、さらに好ましくは0.0020%である。

S b含有量の好ましい上限は0.0400%であり、さらに好ましくは0.0300%であり、さらに好ましくは0.0200%であり、さらに好ましくは0.0100%であり、さらに好ましくは0.0080%であり、さらに好ましくは0.0060%である。

[0049] A s : 0～0.0500%

ヒ素(A s)は、任意元素であり、含有されなくてもよい。つまり、A s含有量は0%であってもよい。

含有される場合、つまり、A s含有量が0%超である場合、A sは、母相と介在物との界面に偏析し、鋼材を脆化する。そのため、鋼材の被削性が高まる。A s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、A s含有量が0.0500%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、A sが過剰に偏析する。この場合、鋼材の熱間加工性が低下する。

したがって、A s含有量は0～0.0500%であり、含有される場合、A s含有量は0.0500%以下である。

A s含有量の好ましい下限は0.0001%であり、さらに好ましくは0.0010%であり、さらに好ましくは0.0020%である。

A s 含有量の好ましい上限は0.0100%であり、さらに好ましくは0.0070%であり、さらに好ましくは0.0060%であり、さらに好ましくは0.0050%であり、さらに好ましくは0.0040%である。

[0050] P b : 0~0.09%

鉛 (P b) は、任意元素であり、含有されなくてもよい。つまり、P b 含有量は0%であってもよい。

含有される場合、つまり、P b 含有量が0%超である場合、P b は、母相中にP b 粒子を生成し、鋼材を脆化する。そのため、鋼材の被削性が高まる。P b 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、P b 含有量が0.09%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、P b 粒子が過剰に生成する。この場合、鋼材の熱間加工性が低下する。

したがって、P b 含有量は0~0.09%であり、含有される場合、P b 含有量は0.09%以下である。

P b 含有量の好ましい下限は0.01%であり、さらに好ましくは0.02%であり、さらに好ましくは0.03%である。

P b 含有量の好ましい上限は0.08%であり、さらに好ましくは0.07%であり、さらに好ましくは0.06%であり、さらに好ましくは0.05%である。

[0051] [第3群 : M g について]

本実施形態の鋼材の化学組成はさらに、F e の一部に代えて、以下の第3群を含有してもよい。

[第3群]

M g : 0~0.0100%

マグネシウム (M g) は任意元素であり、含有されなくてもよい。つまり、M g 含有量は0%であってもよい。

含有される場合、つまり、M g 含有量が0%超である場合、M g は鋼を脱酸する。M g 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、Mg含有量が0.0100%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、Mgは粗大な酸化物を形成する。粗大な酸化物は、鋼材を素材として製造された機械構造用部品の疲労強度を低下する。

したがって、Mg含有量は0～0.0100%であり、含有される場合、0.0100%以下である。

Mg含有量の好ましい下限は0.0001%であり、さらに好ましくは0.0003%であり、さらに好ましくは0.0005%である。

Mg含有量の好ましい上限は0.0050%であり、さらに好ましくは0.0045%であり、さらに好ましくは0.0040%である。

[0052] [第4群：Ti、Nb、W及びZr]

本実施形態の鋼材の化学組成はさらに、Feの一部に代えて、以下の第4群を含有してもよい。これらの元素は任意元素であり、いずれも、析出物を形成して、ピン止め効果により鋼材中の結晶粒を微細化して、鋼材を素材として製造された機械構造用部品の靱性を高める。

[第4群]

Ti：0～0.0400%、

Nb：0～0.0500%、

W：0～0.4000%、及び、

Zr：0～0.2000%、からなる群から選択される1種以上

[0053] Ti：0～0.0400%

チタン（Ti）は任意元素であり、含有されなくてもよい。つまり、Ti含有量は0%であってもよい。

含有される場合、つまり、Ti含有量が0%超である場合、Tiは、析出物（炭化物及び／又は炭窒化物）を形成する。これらの析出物は、ピン止め効果により、鋼材の結晶粒を微細化する。これにより、機械構造用部品の靱性が高まる。Ti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、Ti含有量が0.0400%を超えれば、上記効果が飽和

して、製造コストが高くなる。

したがって、Ti含有量は0～0.0400%であり、含有される場合、0.0400%以下である。

Ti含有量の好ましい下限は0.0001%であり、さらに好ましくは0.0010%であり、さらに好ましくは0.0050%であり、さらに好ましくは0.0080%である。

Ti含有量の好ましい上限は0.0300%であり、さらに好ましくは0.0200%であり、さらに好ましくは0.0175%であり、さらに好ましくは0.0150%である。

[0054] Nb：0～0.0500%

ニオブ（Nb）は任意元素であり、含有されなくてもよい。つまり、Nb含有量は0%であってもよい。

含有される場合、つまり、Nb含有量が0%超である場合、Nbは、Tiと同様に析出物を形成して鋼材の結晶粒を微細化し、機械構造用部品の靱性を高める。Nb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、Nb含有量が0.0500%を超えれば、上記効果が飽和して、製造コストが高くなる。

したがって、Nb含有量は0～0.0500%であり、含有される場合、0.0500%以下である。

Nb含有量の好ましい下限は0.0001%であり、さらに好ましくは0.0010%であり、さらに好ましくは0.0050%であり、さらに好ましくは0.0080%である。

Nb含有量の好ましい上限は0.0200%であり、さらに好ましくは0.0175%であり、さらに好ましくは0.0150%である。

[0055] W：0～0.4000%

タングステン（W）は任意元素であり、含有されなくてもよい。つまり、W含有量は0%であってもよい。

含有される場合、つまり、W含有量が0%超である場合、Wは、Tiと同

様に析出物を形成して鋼材の結晶粒を微細化し、機械構造用部品の靱性を高める。W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、W含有量が0.4000%を超えれば、上記効果が飽和して、製造コストが高くなる。

したがって、W含有量は0～0.4000%であり、含有される場合、0.4000%以下である。

W含有量の好ましい下限は0.0001%であり、さらに好ましくは0.0050%であり、さらに好ましくは0.0500%である。

W含有量の好ましい上限は0.3500%であり、さらに好ましくは0.3000%であり、さらに好ましくは0.2000%である。

[0056] Zr: 0～0.2000%

ジルコニウム (Zr) は任意元素であり、含有されなくてもよい。つまり、Zr含有量は0%であってもよい。

含有される場合、つまり、Zr含有量が0%超である場合、Zrは、Tiと同様に、析出物を形成して鋼材の結晶粒を微細化し、機械構造用部品の靱性を高める。Zr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、Zr含有量が0.2000%を超えれば、上記効果が飽和して、製造コストが高くなる。

したがって、Zr含有量は0～0.2000%であり、含有される場合、0.2000%以下である。

Zr含有量の好ましい下限は0.0001%であり、さらに好ましくは0.0010%であり、さらに好ましくは0.0020%であり、さらに好ましくは0.0050%である。

Zr含有量の好ましい上限は0.1500%であり、さらに好ましくは0.1000%であり、さらに好ましくは0.0500%であり、さらに好ましくは0.0100%である。

[0057] [第5群: Ca、Te、B、及び、希土類元素 (REM)]

本実施形態の鋼材の化学組成はさらに、Feの一部に代えて、以下の第5

群を含有してもよい。これらの元素は任意元素であり、いずれも、鋼材の被削性を高める。

[第5群]

C a : 0 ~ 0. 0 1 0 0 %、

T e : 0 ~ 0. 0 1 0 0 %、

B : 0 ~ 0. 0 0 5 0 %、及び、

希土類元素 : 0 ~ 0. 0 1 0 0 %、からなる群から選択される 1 種以上

[0058] C a : 0 ~ 0. 0 1 0 0 %

カルシウム (C a) は、任意元素であり、含有されなくてもよい。つまり、C a 含有量は 0 % であってもよい。

含有される場合、つまり、C a 含有量が 0 % 超である場合、C a は鋼材の被削性を高める。C a 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、C a 含有量が 0. 0 1 0 0 % を超えれば、他の元素含有量が本実施の範囲内であっても、粗大酸化物を形成する。粗大酸化物は、鋼材を素材として製造された機械構造用部品の疲労強度を低下する。

したがって、C a 含有量は 0 ~ 0. 0 1 0 0 % であり、含有される場合、0. 0 1 0 0 % 以下である。

C a 含有量の好ましい下限は 0. 0 0 0 1 % であり、さらに好ましくは 0. 0 0 0 5 % であり、さらに好ましくは 0. 0 0 1 0 % であり、さらに好ましくは 0. 0 0 1 5 % である。

C a 含有量の好ましい上限は 0. 0 0 8 5 % 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 5 0 % であり、さらに好ましくは 0. 0 0 3 0 % である。

[0059] T e : 0 ~ 0. 0 1 0 0 %

テルル (T e) は、任意元素であり、含有されなくてもよい。つまり、T e 含有量は 0 % であってもよい。

含有される場合、つまり、T e 含有量が 0 % 超である場合、T e は鋼材の

被削性を高める。Te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、Te含有量が0.0100%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、Te含有量は0～0.0100%であり、含有される場合、0.0100%以下である。

Te含有量の好ましい下限は0.0001%であり、さらに好ましくは0.0003%であり、さらに好ましくは0.0010%である。

Te含有量の好ましい上限は0.0090%であり、さらに好ましくは0.0085%であり、さらに好ましくは0.0080%であり、さらに好ましくは0.0040%である。

[0060] B：0～0.0050%

ボロン（B）は、任意元素であり、含有されなくてもよい。つまり、B含有量は0%であってもよい。

含有される場合、つまり、B含有量が0%超である場合、BはNと結合してBNを形成し、鋼材の被削性を高める。Bはさらに、粒界に偏析して粒界強化に寄与し、鋼材を素材として製造された機械構造用部品の疲労強度を高める。B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、B含有量が0.0050%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、B含有量は0～0.0050%であり、含有される場合、0.0050%以下である。

B含有量の好ましい下限は0.0001%であり、さらに好ましくは0.0005%であり、さらに好ましくは0.0010%である。

B含有量の好ましい上限は0.0040%であり、さらに好ましくは0.0035%であり、さらに好ましくは0.0030%である。

[0061] 希土類元素（REM）：0～0.0100%

希土類元素（REM）は、任意元素であり、含有されなくてもよい。つま

り、REM含有量は0%であってもよい。

REMが含有される場合、つまり、REM含有量が0%超である場合、REMは、鋼材の被削性を高める。REM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、REM含有量が0.0100%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、REM含有量は0～0.0100%であり、含有される場合、0.0100%以下である。

REM含有量の好ましい下限は0.0001%であり、さらに好ましくは0.0005%であり、さらに好ましくは0.0010%である。

REM含有量の好ましい上限は0.0090%であり、さらに好ましくは0.0080%であり、さらに好ましくは0.0070%であり、さらに好ましくは0.0040%である。

[0062] 本明細書におけるREMとは、原子番号21番のスカンジウム（Sc）、原子番号39番のイットリウム（Y）、及び、ランタノイドである原子番号57番のランタン（La）～原子番号71番のルテチウム（Lu）からなる群から選択される1種以上の元素である。本明細書におけるREM含有量とは、これらの元素の合計含有量である。

[0063] [第6群：Co、Se、及び、In]

本実施形態の鋼材の化学組成はさらに、Feの一部に代えて、以下の第6群を含有してもよい。これらの元素は任意元素であり、いずれも鋼材の脱炭を抑制する。

[第6群]

Co：0～0.0100%、

Se：0～0.0100%、及び、

In：0～0.0100%、からなる群から選択される1種以上

[0064] Co：0～0.0100%

コバルト（Co）は、任意元素であり、含有されなくてもよい。つまり、

C_o含有量は0%であってもよい。

含有される場合、つまり、C_oが0%超である場合、C_oは、製造工程時に鋼材の脱炭を抑制する。C_o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、C_o含有量が0.0100%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、C_o含有量は0~0.0100%であり、含有される場合、0.0100%以下である。

C_o含有量の好ましい下限は0.0001%であり、さらに好ましくは0.0005%であり、さらに好ましくは0.0010%であり、さらに好ましくは0.0030%である。

C_o含有量の好ましい上限は0.0090%であり、さらに好ましくは0.0080%であり、さらに好ましくは0.0070%である。

[0065] S_e : 0~0.0100%

セレン (S_e) は、任意元素であり、含有されなくてもよい。つまり、S_e含有量は0%であってもよい。

含有される場合、つまり、S_eが0%超である場合、S_eは、製造工程時に鋼材の脱炭を抑制する。S_e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、S_e含有量が0.0100%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、熱間加工割れを発生させる。

したがって、S_e含有量は0~0.0100%であり、含有される場合、0.0100%以下である。

S_e含有量の好ましい下限は0.0001%であり、さらに好ましくは0.0010%であり、さらに好ましくは0.0020%である。

S_e含有量の好ましい上限は0.0090%であり、さらに好ましくは0.0080%であり、さらに好ましくは0.0070%である。

[0066] I_n : 0~0.0100%

インジウム（I n）は、任意元素であり、含有されなくてもよい。つまり、I n含有量は0%であってもよい。

含有される場合、つまり、I nが0%超である場合、I nは、製造工程時に鋼材の脱炭を抑制する。I n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、I n含有量が0.0100%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、鋼材の熱間加工性を低下する。

したがって、I n含有量は0～0.0100%であり、含有される場合、0.0100%以下である。

I n含有量の好ましい下限は0.0001%であり、さらに好ましくは0.0005%であり、さらに好ましくは0.0010%である。

I n含有量の好ましい上限は0.0090%であり、さらに好ましくは0.0080%であり、さらに好ましくは0.0070%である。

[0067] [第7群：Mo、Cu、及び、Ni]

本実施形態の鋼材の化学組成はさらに、Feの一部に代えて、以下の第7群を含有してもよい。これらの元素は任意元素であり、いずれも鋼材を素材として製造された機械構造用部品の疲労強度を高める。

[第7群]

Mo：0～0.30%、

Cu：0～0.50%、及び、

Ni：0～0.50%、からなる群から選択される1種以上

[0068] Mo：0～0.30%

モリブデン（Mo）は任意元素であり、含有されなくてもよい。つまり、Mo含有量は0%であってもよい。

含有される場合、つまり、Mo含有量が0%超である場合、Moは、鋼材を素材として製造された機械構造用部品の疲労強度を高める。Mo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、Mo含有量が0.30%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、鋼材の硬さが過剰に高くなり、鋼材の熱間加工性が低下する。

したがって、Mn含有量は0～0.30%であり、含有される場合、0.30%以下である。

Mn含有量の好ましい下限は0.01%であり、さらに好ましくは0.05%であり、さらに好ましくは0.10%である。

Mn含有量の好ましい上限は0.20%であり、さらに好ましくは0.17%であり、さらに好ましくは0.15%である。

[0069] Cu : 0～0.50%

銅 (Cu) は任意元素であり、含有されなくてもよい。つまり、Cu含有量は0%であってもよい。

含有される場合、つまり、Cu含有量が0%超である場合、Cuは、鋼材を素材として製造された機械構造用部品の疲労強度を高める。Cu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、Cu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、高周波焼入れ時に溶融割れが発生しやすくなる。

したがって、Cu含有量は0～0.50%であり、含有される場合、0.50%以下である。

Cu含有量の好ましい下限は0.01%であり、さらに好ましくは0.02%である。

Cu含有量の好ましい上限は0.20%であり、さらに好ましくは0.10%であり、さらに好ましくは0.05%である。

[0070] Ni : 0～0.50%

ニッケル (Ni) は任意元素であり、含有されなくてもよい。つまり、Ni含有量は0%であってもよい。

含有される場合、つまり、Ni含有量が0%超である場合、Niは、鋼材を素材として製造された機械構造用部品の疲労強度を高める。Ni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、Ni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、高周波焼入れ時に溶融割れが発生しやすくなる。

したがって、Ni含有量は0~0.50%であり、含有される場合、0.50%以下である。

Ni含有量の好ましい下限は0.01%であり、さらに好ましくは0.02%である。

Ni含有量の好ましい上限は0.20%であり、さらに好ましくは0.10%であり、さらに好ましくは0.05%である。

[0071] [(特徴2)Fnについて]

本実施形態の鋼材ではさらに、式(1)で定義されるFnが0.45~1.05である。

$$F_n = C + (Si / 10) + (Mn / 5) - (5S / 7) + (5Cr / 22) + 1.65V \quad (1)$$

ここで、式(1)中の各元素記号には、対応する元素の質量%での含有量が代入される。元素が含有されていない場合、対応する元素記号には「0」が代入される。

[0072] Fnは鋼材を素材として製造された機械構造用部品の疲労強度と、鋼材の被削性との指標である。Fnが0.45未満であれば、鋼材が特徴1、特徴3及び特徴4を満たしていても、鋼材を素材として製造された機械構造用部品において、十分な疲労強度が得られない。一方、Fnが1.05を超えれば、鋼材が特徴1、特徴3及び特徴4を満たしていても、鋼材の被削性が低下する。

したがって、Fnは0.45~1.05である。

Fnの好ましい下限は0.50であり、さらに好ましくは0.55であり、さらに好ましくは0.60である。

Fnの好ましい上限は1.00であり、さらに好ましくは0.95であり

、さらに好ましくは0.90である。

[0073] [(特徴3) 0.08R深さ位置 $D_{0.08R}$ でのBi粒子の個数密度]

図2は、本実施形態の鋼材の軸方向に垂直な断面図である。図2に示すとおり、鋼材の軸方向に垂直な断面10は、円形状である。断面10の半径をRと定義する。鋼材の表面 $D_{0.00R}$ を起点とした0.08R深さの位置を「0.08R深さ位置 $D_{0.08R}$ 」と定義する。

本実施形態の鋼材では、0.08R深さ位置 $D_{0.08R}$ において、円相当径が0.1~1.0 μm のBi粒子である微細Bi粒子の個数密度が15.00個/ mm^2 以上であり、円相当径が10.0 μm 以上のBi粒子である粗大Bi粒子の個数密度が0.25個/ mm^2 以下である。

[0074] 図2に示すとおり、鋼材の表面 $D_{0.00R}$ から0.08R深さ位置 $D_{0.08R}$ までの範囲の領域を、表層領域SAと定義する。鋼材の表層領域SAは、鋼材の製造工程中の熱間加工工程、又は、鋼材を素材とした機械構造用部品の製造工程中の熱間加工工程において、金型又はロールといった加工工具と接触する鋼材表面近傍の領域である。そのため、表層領域SAでは、十分な耐熱間加工割れ性が求められる。表層領域SAはさらに、鋼材を素材とした機械構造用部品の製造工程で高周波焼入れを実施するとき、高周波誘導加熱により温度が高くなる領域である。そのため、表層領域SAでは、十分な耐熔融割れ性が求められる。したがって、鋼材の表層領域SAでは、十分な耐熱間加工割れ性及び十分な耐熔融割れ性が求められる。

[0075] 上述のとおり、高周波焼入れでの加熱時において、円相当径が0.1~1.0 μm のBi粒子である微細Bi粒子は、ピン止め効果により、表層領域SAでの結晶粒の粗大化を抑制する。表層領域SAでの微細Bi粒子の個数密度を高くすれば、ピン止め効果により結晶粒を微細な状態で維持できる。そのため、粒界面積の低減が抑制され、熔融割れの発生が抑制される。表層領域SA内の0.08R深さ位置 $D_{0.08R}$ において、微細Bi粒子の個数密度が15.00個/ mm^2 以上であれば、高周波焼入れでの加熱時において、結晶粒を微細に維持することができる。その結果、鋼材において、十分な耐溶

融割れ性が得られる。

[0076] また、表層領域 S A では、熱間加工時に熱間加工工具からの外力を大きく受ける。熱間加工時において、鋼材のうち受ける外力が大きい表層領域 S A では、円相当径が $10.0\mu\text{m}$ 以上の B i 粒子である粗大 B i 粒子は、熱間加工割れの起点となる。したがって、鋼材の表層領域 S A では、粗大 B i 粒子の個数密度はなるべく低い方が好ましい。表層領域 S A 内の $0.08R$ 深さ位置 $D_{0.08R}$ において、粗大 B i 粒子の個数密度が $0.25\text{個}/\text{mm}^2$ 以下であれば、表層領域 S A において、粗大 B i 粒子の個数密度が十分に低い。そのため、鋼材において、十分な耐熱間加工割れ性が得られる。

[0077] したがって、 $0.08R$ 深さ位置 $D_{0.08R}$ での微細 B i 粒子の個数密度は $15.00\text{個}/\text{mm}^2$ 以上であり、粗大 B i 粒子の個数密度は $0.25\text{個}/\text{mm}^2$ 以下である。

[0078] $0.08R$ 深さ位置 $D_{0.08R}$ での微細 B i 粒子の個数密度の好ましい下限は $20.00\text{個}/\text{mm}^2$ であり、さらに好ましくは $25.00\text{個}/\text{mm}^2$ であり、さらに好ましくは $30.00\text{個}/\text{mm}^2$ である。

$0.08R$ 深さ位置 $D_{0.08R}$ での微細 B i 粒子の個数密度の上限は特に限定されない。鋼材が特徴 1 及び特徴 2 を満たす場合、 $0.08R$ 深さ位置 $D_{0.08R}$ での微細 B i 粒子の個数密度の上限は例えば $1000.00\text{個}/\text{mm}^2$ である。

[0079] $0.08R$ 深さ位置 $D_{0.08R}$ での粗大 B i 粒子の個数密度の好ましい上限は $0.20\text{個}/\text{mm}^2$ であり、さらに好ましくは $0.16\text{個}/\text{mm}^2$ であり、さらに好ましくは $0.12\text{個}/\text{mm}^2$ であり、さらに好ましくは $0.08\text{個}/\text{mm}^2$ である。

$0.08R$ 深さ位置 $D_{0.08R}$ での粗大 B i 粒子の個数密度は低い方が好ましい。 $0.08R$ 深さ位置 $D_{0.08R}$ での粗大 B i 粒子の個数密度の好ましい下限は $0.03\text{個}/\text{mm}^2$ であり、さらに好ましくは $0.00\text{個}/\text{mm}^2$ である。

[0080] なお、表層領域 S A 中には、上述の微細 B i 粒子及び粗大 B i 粒子だけではなく、円相当径が $1.0\text{超} \sim 10.0\mu\text{m}$ 未満の B i 粒子も存在する。し

かしながら、表層領域S Aにおいて、微細B i 粒子及び粗大B i 粒子の個数密度の方が、円相当径が1.0超～10.0 μ m未満のB i 粒子の個数密度よりも、熱間加工割れ及び高周波焼入れ時の溶融割れと強く相関する。したがって、本実施形態では、表層領域S A内の0.08R深さ位置D_{0.08R}における微細B i 粒子及び粗大B i 粒子の個数密度を、鋼材の熱間加工割れ及び高周波焼入れ時の溶融割れの指標とする。

[0081] [(特徴4) 0.65R深さ位置D_{0.65R}でのB i 粒子の個数密度]

図2を参照して、鋼材の表面D_{0.00R}を起点とした0.65R深さの位置を「0.65R深さ位置D_{0.65R}」と定義する。鋼材の表面D_{0.00R}を起点とした1.00R深さの位置を「1.00R深さ位置D_{1.00R}」と定義する。

[0082] 本実施形態の鋼材では、0.65R深さ位置D_{0.65R}において、円相当径が0.1～1.0 μ mのB i 粒子である微細B i 粒子の個数密度が15.00個/mm²未満であり、円相当径が10.0 μ m以上のB i 粒子である粗大B i 粒子の個数密度が0.25個/mm²超である。

[0083] 図2に示すとおり、0.65R深さ位置D_{0.65R}から1.00R深さ位置D_{1.00R}までの範囲である領域を、内部領域C Aと定義する。鋼材の内部領域C Aは、表層領域S Aと比較して、熱間加工時の外力や、高周波焼入れ時の熱量を受けにくい。そのため、内部領域C Aでは、表層領域S Aと比較して、耐熱間加工割れ性や耐溶融割れ性は求められない。一方、内部領域C Aは、鋼材を素材とした機械構造用部品の製造工程において、切削加工が施される場合がある。この場合、内部領域C Aでは、十分な被削性が求められる。

[0084] 切削加工時において、粗大B i 粒子は切り屑を鋼材本体から剥離する起点となる。そのため、粗大B i 粒子は鋼の被削性を高める。したがって、内部領域C Aでの粗大B i 粒子の個数密度は高い方が好ましい。内部領域C A内の0.65R深さ位置D_{0.65R}において、粗大B i 粒子の個数密度が0.25個/mm²超であれば、鋼材において十分な被削性が得られる。

[0085] 一方、微細B i 粒子の鋼の被削性への影響は低い。さらに、微細B i 粒子の個数密度が高ければ、その分、粗大B i 粒子の個数密度は低くなる。した

がって、内部領域C Aにおいて、微細B i 粒子の個数密度は低い方が好ましい。内部領域C A内の0. 6 5 R深さ位置D_{0. 6 5 R}において、微細B i 粒子の個数密度が1 5. 0 0個/mm²未満であれば、内部領域C Aにおいて粗大B i 粒子が生成しやすい。その結果、鋼材において十分な被削性が得られる。

[0086] したがって、0. 6 5 R深さ位置D_{0. 6 5 R}での微細B i 粒子の個数密度は1 5. 0 0個/mm²未満であり、粗大B i 粒子の個数密度は0. 2 5個/mm²超である。

[0087] 0. 6 5 R深さ位置D_{0. 6 5 R}での微細B i 粒子の個数密度の好ましい上限は1 4. 0 0個/mm²であり、さらに好ましくは1 0. 0 0個/mm²であり、さらに好ましくは7. 5 0個/mm²である。

0. 6 5 R深さ位置D_{0. 6 5 R}での微細B i 粒子の個数密度は低い方が好ましい。0. 6 5 R深さ位置D_{0. 6 5 R}での微細B i 粒子の個数密度の好ましい下限は5. 0 0個/mm²であり、さらに好ましくは3. 0 0個/mm²であり、さらに好ましくは1. 5 0個/mm²であり、さらに好ましくは0. 0 0個/mm²である。

[0088] 0. 6 5 R深さ位置D_{0. 6 5 R}での粗大B i 粒子の個数密度の好ましい下限は0. 2 6個/mm²であり、さらに好ましくは0. 3 0個/mm²であり、さらに好ましくは0. 4 0個/mm²であり、さらに好ましくは0. 5 0個/mm²である。

0. 6 5 R深さ位置D_{0. 6 5 R}での粗大B i 粒子の個数密度の上限は特に限定されない。しかしながら、鋼材が特徴1及び特徴2を満たす場合、0. 6 5 R深さ位置D_{0. 6 5 R}での粗大B i 粒子の個数密度の上限は例えば1 0. 0 0個/mm²であり、さらに好ましくは7. 0 0個/mm²である。

[0089] なお、内部領域C A中には、上述の微細B i 粒子及び粗大B i 粒子だけではなく、円相当径が1. 0超～1 0. 0 μm未満のB i 粒子も存在する。しかしながら、内部領域C Aにおいて、粗大B i 粒子の個数密度の方が、円相当径が1. 0超～1 0. 0 μm未満のB i 粒子の個数密度よりも、被削性と強く相関する。したがって、本実施形態では、内部領域C A内の0. 6 5 R

深さ位置 $D_{0.65R}$ において、粗大 B_i 粒子の個数密度を、鋼材の被削性の指標とする。

[0090] [0.08R 深さ位置 $D_{0.08R}$ での微細 B_i 粒子及び粗大 B_i 粒子の個数密度の測定方法について]

0.08R 深さ位置 $D_{0.08R}$ での微細 B_i 粒子の個数密度及び粗大 B_i 粒子の個数密度は、次の方法で測定できる。

[0091] 鋼材の軸方向に平行であって、鋼材の中心軸を含む断面において、0.08R 深さ位置 $D_{0.08R}$ を含む試験片を採取する。採取した試験片のうち、上記鋼材の軸方向に平行であって、鋼材の中心軸を含む断面を、観察面とする。

[0092] 観察面を鏡面研磨する。走査型電子顕微鏡 (Scanning Electron Microscope: SEM) を用いて、1000 倍の倍率で、鏡面研磨後の観察面のうち、0.08R 深さ位置 $D_{0.08R}$ を含む矩形の観察領域を選定する。観察領域の面積を 25.6 mm^2 とする。観察領域の中心位置に 0.08R 深さ位置 $D_{0.08R}$ が配置されるように、観察領域を選定する。さらに、観察領域を $202.5\text{ }\mu\text{m} \times 202.5\text{ }\mu\text{m}$ の矩形の視野に 624 分割 (26×24 分割) する。

[0093] SEM 観察により得られた各視野の反射電子像に基づいて、周知の画像解析の粒子解析方法を用いて、粗大 B_i 粒子及び微細 B_i 粒子の個数密度を調べる。具体的には、鋼材の母相と粒子との界面に基づいて、鋼材中の粒子を特定する。ここでいう粒子は、介在物又は析出物である。画像解析を行い、特定された粒子の円相当径を求める。具体的には、特定された各粒子の面積を求める。求めた面積と同じ面積の円での直径を、当該粒子の円相当径 (μm) とする。

[0094] 上記 SEM 観察により得られた反射電子像中で観察される粒子のうち、円相当径が $0.1 \sim 1.0\text{ }\mu\text{m}$ の粒子であって、かつ、SEM に備えられたエネルギー分散型 X 線分析装置 (EDX: Energy Dispersive X-ray spectroscopy) を用いて粒子の組成を点分析した結果、 B_i 含有量が質量%で 50% 以上である粒子を、微細 B_i 粒子と

特定する。また、SEM観察により得られた反射電子像で観察される粒子のうち、円相当径が $10.0\mu\text{m}$ 以上の粒子であって、かつ、EDXを用いて粒子の組成を点分析した結果、Bi含有量が質量%で50%以上である粒子を、粗大Bi粒子と特定する。EDX分析の加速電圧は20kVとする。なお、Biは重元素であるため、反射電子像において高輝度で観察される。そのため、輝度に基づいてBi粒子を特定してもよい。

[0095] 各視野で認定された微細Bi粒子の総個数と、上記観察領域を構成する複数の視野の総面積(25.6mm^2)とに基づいて、0.08R深さ位置 $D_{0.08R}$ での微細Bi粒子の個数密度(個/ mm^2)を求める。同様に、各視野で認定された粗大Bi粒子の総個数と、上記複数の視野の総面積(25.6mm^2)とに基づいて、0.08R深さ位置 $D_{0.08R}$ での粗大Bi粒子の個数密度(個/ mm^2)を求める。

[0096] [0.65R深さ位置 $D_{0.65R}$ での微細Bi粒子及び粗大Bi粒子の個数密度の測定方法について]

0.65R深さ位置 $D_{0.65R}$ での微細Bi粒子の個数密度及び粗大Bi粒子の個数密度は、次の方法で測定できる。

[0097] 鋼材の軸方向に平行であって、鋼材の中心軸を含む断面において、0.65R深さ位置 $D_{0.65R}$ を含む試験片を採取する。採取した試験片のうち、上記鋼材の軸方向に平行であって、鋼材の中心軸を含む断面を、観察面とする。

[0098] 観察面を鏡面研磨する。SEMを用いて、1000倍の倍率で、鏡面研磨後の観察面のうち、0.65R深さ位置 $D_{0.65R}$ を含む矩形の観察領域を選定する。観察領域の面積を 25.6mm^2 とする。観察領域の中心位置に0.65R深さ位置 $D_{0.65R}$ が配置されるように、観察領域を選定する。さらに、観察領域を $202.5\mu\text{m} \times 202.5\mu\text{m}$ の矩形の視野に624分割(26×24 分割)する。

[0099] SEM観察により得られた各視野の反射電子像に基づいて、周知の画像解析の粒子解析方法を用いて、粗大Bi粒子及び微細Bi粒子の個数密度を調べる。具体的には、鋼材の母相と粒子との界面に基づいて、鋼材中の粒子を

特定する。ここでいう粒子は、介在物又は析出物である。画像解析を行い、特定された粒子の円相当径を求める。具体的には、特定された各粒子の面積を求める。求めた面積と同じ面積の円での直径を、当該粒子の円相当径 (μm) とする。

[0100] 上記SEM観察により得られた反射電子像中で観察される粒子のうち、円相当径が $0.1 \sim 1.0 \mu\text{m}$ の粒子であって、かつ、EDXを用いて粒子の組成を点分析した結果、Bi含有量が質量%で50%以上である粒子を、微細Bi粒子と特定する。また、SEM観察により得られた反射電子像で観察される粒子のうち、円相当径が $10.0 \mu\text{m}$ 以上の粒子であって、かつ、EDXを用いて粒子の組成を点分析した結果、Bi含有量が質量%で50%以上である粒子を、粗大Bi粒子と特定する。EDX分析の加速電圧は 20 kV とする。なお、Biは重元素であるため、反射電子像において高輝度で観察される。そのため、輝度に基づいてBi粒子を特定してもよい。

[0101] 各視野で認定された微細Bi粒子の総個数と、上記観察領域を構成する複数の視野の総面積 (25.6 mm^2) とに基づいて、 0.65 R 深さ位置 $D_{0.65 \text{ R}}$ での微細Bi粒子の個数密度 (個/ mm^2) を求める。同様に、各視野で認定された粗大Bi粒子の総個数と、上記複数の視野の総面積 (25.6 mm^2) とに基づいて、 0.65 R 深さ位置 $D_{0.65 \text{ R}}$ での粗大Bi粒子の個数密度 (個/ mm^2) を求める。

[0102] [本実施形態の鋼材の効果]

以上のとおり、本実施形態の鋼材は、特徴1～特徴4を満たす。そのため、鋼材において、優れた耐溶融割れ性、優れた耐熱間加工割れ性、及び、優れた被削性が同時に得られる。さらに、鋼材を素材として製造された機械構造用部品において、高い疲労強度が得られる。

[0103] [本実施形態の鋼材の好ましい用途及び形状]

本実施形態の鋼材は、例えば、機械構造用部品の素材として広く適用可能である。本実施形態の鋼材は特に、機械構造用部品の製造工程において、熱間鍛造等の熱間加工、高周波焼入れ及び切削加工を実施する場合に好適であ

る。ただし、熱間加工、高周波焼入れ及び切削加工の 1 工程以上を実施しない場合であっても、本実施形態の鋼材は、機械構造用部品の素材として適用可能である。

[0104] なお、鋼材の軸方向に垂直な断面は円形状である。鋼材の軸方向に垂直な断面での直径は特に限定されないが、例えば、10～200mmである。

[0105] [製造方法]

本実施形態による鋼材の製造方法の一例を説明する。特徴 1～特徴 4 を満たす鋼材は、以降に説明する製造方法以外の他の製造方法により製造されてもよい。しかしながら、以降に説明する製造方法は、本実施形態による鋼材の製造方法の好ましい一例である。

[0106] 本実施形態の鋼材の製造方法の一例は、次の工程を含む。なお、工程 3 は任意の工程であり、実施しなくてもよい。

(工程 1) 精錬工程

(工程 2) 鋳造工程

(工程 3) 熱間加工工程

以下、各工程について説明する。

[0107] [(工程 1) 精錬工程]

精錬工程では、上述の特徴 1 及び特徴 2 を満たす化学組成を有する溶鋼を製造する。精錬工程は、一次精錬工程と二次精錬工程とを含む。

一次精錬工程では、周知の方法で製造された溶銑に対して、転炉での精錬を実施して溶鋼を製造する。二次精錬工程では、溶鋼に対して合金元素を添加して、溶鋼の化学組成が、特徴 1 及び特徴 2 を満たすように調整する。具体的には、二次精錬工程では、周知の精錬方法で溶鋼を攪拌しながら、Bi 以外の溶鋼の成分調整を実施する。その後、ワイヤーにより溶鋼に Bi を添加した後に溶鋼を攪拌し、Bi の成分調整を行う。二次精錬工程では、次の条件を満たす。

(条件 1)

溶鋼に Bi を添加した後、二次精錬工程での攪拌終了までの時間 t_0 を 1

5分超～60分未満とする。

(条件2)

溶鋼にBiを添加した後の溶鋼の攪拌動力密度 ε を10～100W/tとする。ここで、攪拌動力密度 ε (W/t) は次の式 (A) で定義される。

$$\varepsilon = 0.0285 \times Q \times T / W \times \log(1 + 513.5 \times Z / V1)$$

(A)

ここで、式 (A) 中のQには、溶鋼を収納した取鍋への吹き込みガス流量 (NL/min) が代入される。Tには、溶鋼温度 (K) が代入される。Wには、溶鋼質量 (t) が代入される。Zには取鍋中の溶鋼深さ (m) が代入される。V1には、攪拌中の溶鋼を含む雰囲気での真空度 (torr) が代入される。

以下、条件1及び条件2について説明する。

[0108] [条件1：時間t0について]

二次精錬工程において、Biを添加した後、二次精錬工程での攪拌終了までの時間t0は、15分超～60分未満である。

Biを添加した後、二次精錬工程での攪拌終了までの時間t0が15分以下の場合、溶鋼中でBiが十分に拡散しない。この場合、製造された鋼材中において、粗大Bi粒子が過剰に生成する。そのため、0.08R深さ位置D_{0.08R}での粗大Bi粒子の個数密度が過剰に高くなる。

[0109] 一方、Biを添加した後、二次精錬工程での攪拌終了までの時間t0が60分以上の場合、溶鋼中のBiが凝集しやすくなる。この場合、製造された鋼材中において、微細Bi粒子の個数密度が減少する。そのため、0.08R深さ位置D_{0.08R}での微細Bi粒子の個数密度が過剰に低くなる。

[0110] 二次精錬工程で、Biを添加した後、二次精錬工程での攪拌終了までの時間t0が15分超～60分未満であれば、溶鋼中でBiが十分に拡散する。そのため、条件2及び後述の条件3及び条件4を満たすことを前提として、鋼材中の0.08R深さ位置D_{0.08R}及び0.65R深さ位置D_{0.65R}での微細Bi粒子の個数密度及び粗大Bi粒子の個数密度が適切な範囲となる。

[0111] なお、B i を添加した後、二次精錬工程での攪拌終了までの溶鋼の温度は $1510 \sim 1630^{\circ}\text{C}$ である。

[0112] [条件2：攪拌動力密度 ε について]

溶鋼にB i を添加した後の溶鋼の攪拌動力密度 ε は、 $10 \sim 100 \text{ W/t}$ である。

溶鋼にB i を添加した後の溶鋼の攪拌動力密度 ε が 10 W/t 未満であれば、溶鋼中でB i が十分に拡散しない。この場合、製造された鋼材中において、粗大B i 粒子が過剰に生成する。そのため、 0.08 R 深さ位置 $D_{0.08 \text{ R}}$ での粗大B i 粒子の個数密度が過剰に高くなる。

[0113] 一方、溶鋼にB i を添加した後の溶鋼の攪拌動力密度 ε が 100 W/t を超えれば、溶鋼中のB i が凝集しやすくなる。この場合、製造された鋼材中において、微細B i 粒子の個数密度が減少する。そのため、 0.08 R 深さ位置 $D_{0.08 \text{ R}}$ での微細B i 粒子の個数密度が過剰に低くなる。

[0114] 溶鋼にB i を添加した後の溶鋼の攪拌動力密度 ε が $10 \sim 100 \text{ W/t}$ であれば、溶鋼中でB i が十分に拡散する。そのため、条件2及び後述の条件3及び条件4を満たすことを前提として、鋼材中の 0.08 R 深さ位置 $D_{0.08 \text{ R}}$ 及び 0.65 R 深さ位置 $D_{0.65 \text{ R}}$ での微細B i 粒子の個数密度及び粗大B i 粒子の個数密度が適切な範囲となる。

[0115] [(工程2) 鑄造工程]

鑄造工程では、溶鋼を用いて、周知の連続鑄造法により鑄片を製造する。鑄造工程は、次の条件で実施する。

(条件3)

鑄片の長手方向に垂直な断面において、表面から 15 mm 深さ位置での凝固冷却速度を表層凝固冷却速度と定義したとき、表層凝固冷却速度を 550°C/分 以上とする。

(条件4)

鑄片の長手方向に垂直な断面において、断面形状が矩形の場合は、当該矩形断面の長辺の幅中央の線上における、鑄片表面と鑄片中心との中間点での

凝固冷却速度を内部凝固冷却速度と定義し、断面形状が円形の場合は、半径 R の中間点（つまり、 $R/2$ 深さ位置）での凝固冷却速度を内部凝固冷却速度と定義したとき、内部凝固冷却速度を $100^{\circ}\text{C}/\text{分}$ 以下とする。

以下、条件 3 及び条件 4 について説明する。

[0116] [条件 3：表層凝固冷却速度について]

B_i 粒子は凝固時に生成する。つまり、 B_i 粒子は晶出により生成する。したがって、鋼材が特徴 3 を満たすためには、鋳片の表層部分の凝固冷却速度を速くして、 B_i 粒子が粗大化する前に鋼を凝固させる方が好ましい。そこで、鋳造工程において、製造された鋳片の表面から 15 mm 深さ位置での凝固冷却速度が $550^{\circ}\text{C}/\text{分}$ 以上となるように、連続鋳造装置でのモールドでの鋳片の冷却速度を調整する。

[0117] ここで、鋳造工程における鋼の温度域のうち、液相線温度から固相線温度までの冷却速度を凝固冷却速度 ($^{\circ}\text{C}/\text{分}$) と定義する。そして、上述のとおり、鋳片の表面から 15 mm 深さ位置での凝固冷却速度を「表層凝固冷却速度」と定義する。表層凝固冷却速度は次の方法で決定する。

[0118] 連続鋳造法で製造された鋳片の長手方向に垂直な断面のうち、鋳片の表面から 15 mm 深さ位置を含む試験片を採取する。例えば、鋳片の長手方向に垂直な断面が矩形である場合、鋳片の表面の幅中央位置（断面が長方形である場合は長辺に相当する表面の幅中央位置）から 15 mm 深さ位置を含む試験片を採取する。試験片のうち、鋳片の長手方向に垂直な断面に相当する面を観察面とする。観察面のうち、鋳片の表面から 15 mm 深さ位置を中心とする $5\text{ mm} \times 5\text{ mm}$ の領域を、観察領域とする。観察領域において、10カ所のデンドライト二次アーム間隔を測定し、その算術平均値を λ_2 (μm) とする。測定されたデンドライト二次アーム間隔 λ_2 (μm) を用いて、表層凝固冷却速度 V ($^{\circ}\text{C}/\text{分}$) を求める。

$$V = (\lambda_2 / 770)^{-1/0.41}$$

[0119] 鋳片の表面から 15 mm 深さ位置の領域は、連続鋳造装置の鋳型（モールド）を通過中に凝固する。そのため、表層凝固冷却速度は、鋳型での冷却機

構により調整される。表層凝固冷却速度の上限は特に限定されない。表面凝固冷却速度の好ましい下限は600℃/分以上、さらに好ましい下限は700℃/分以上である。なお、550℃/分以上の表層凝固冷却速度を得るための好ましい鑄造速度として、0.6m/分以下を例示できる。

[0120] [条件4：内部凝固冷却速度について]

上述のとおり、B i 粒子は凝固時に生成する。したがって、鋼材が特徴4を満たすためには、鑄片の内部の凝固冷却速度を遅くして、B i 粒子を粗大化させた後に鋼を凝固させる方が好ましい。そこで、鑄造工程において、内部凝固冷却速度が100℃/分以下となるように、鑄片の冷却速度を調整する。

[0121] ここで、上述の定義に基づく内部凝固冷却速度を、次の方法で決定する。

連続鑄造法で製造された鑄片の長手方向に垂直な断面のうち、断面形状が矩形の場合は、当該矩形断面の長辺の幅中央の線上における鑄片表面と鑄片中心との中間点を含む試験片を採取し、断面形状が円形の場合は、半径Rの中間点(R/2深さ位置)を含む試験片を採取する。試験片のうち、鑄片の長手方向に垂直な断面に相当する面を観察面とする。観察面のうち、上記中間点を中心とする5mm×5mmの領域を、観察領域とする。観察領域において、10カ所のデンドライト二次アーム間隔を測定し、その算術平均値を $\lambda 2$ (μm) とする。測定されたデンドライト二次アーム間隔 $\lambda 2$ (μm) を用いて、内部凝固冷却速度V (℃/分) を求める。

$$V = (\lambda 2 / 770)^{-1/0.41}$$

[0122] 内部凝固冷却速度は、例えば、鑄型（モールド）のサイズを変更することにより調整できる。具体的には、鑄型の横断面の面積を調整することにより、内部凝固冷却速度を調整できる。さらに、連続鑄造機の鑄型下流に配列されたロール群において、ロール間に、鑄片を冷却するための流体ノズルが複数配置されている。そのため、これらの複数の流体ノズルから噴射する流体（水に代表される冷却液、空気、又は冷却液及び空気の混合流体）の流量を調整することにより、内部凝固冷却速度を調整できる。内部凝固冷却速度の

下限は特に限定されないが、好ましい下限は 10℃/分以上である。好ましい上限は 50℃/分以下、さらに好ましい上限は 25℃/分以下である。

[0123] 〔（工程 3）熱間加工工程〕

熱間加工工程は、任意の工程である。つまり、熱間加工工程は実施してもよいし、実施しなくてもよい。熱間加工工程を実施する場合、熱間加工工程では、上記鑄造工程で製造された鑄片に対して、熱間加工を実施して、鋼材を製造する。

[0124] 熱間加工工程は例えば、周知の粗圧延工程のみであってもよいし、周知の粗圧延工程と、粗圧延工程後に実施される周知の仕上げ圧延工程とを含んでもよい。粗圧延工程では例えば、分塊圧延、又は、分塊圧延及び分塊圧延後の連続圧延機による熱間圧延により、加熱された鑄片又は鋼塊からビレットを製造する。仕上げ圧延工程では例えば、加熱されたビレットに対して、周知の連続圧延機を用いた仕上げ圧延を実施して鋼材（棒鋼）を製造する。粗圧延工程での加熱温度は例えば、1000～1300℃である。仕上げ圧延工程での加熱温度は例えば、1000～1300℃である。

[0125] 上述の熱間加工工程では、熱間圧延により鋼材を製造する。しかしながら、熱間圧延以外の他の熱間加工により、鋼材を製造してもよい。例えば、熱間圧延に代えて、熱間鍛造により鋼材を製造してもよい。また、熱間圧延と熱間鍛造とを実施して鋼材を製造してもよい。熱間加工工程において熱間鍛造を実施する場合においても、加熱温度は例えば、1000～1300℃である。

[0126] 以上の製造工程により、本実施形態の鋼材が製造される。なお、上述のとおり、熱間加工工程を省略してもよい。つまり、本実施形態の鋼材は、鑄造品（鑄片）であってもよい。

[0127] 〔機械構造用部品の製造方法〕

本実施形態の鋼材は、上述のとおり、機械構造用部品の素材として用いられる。機械構造用部品の製造方法は周知であり、例えば、次のとおりである。

[0128] 本実施形態の鋼材を熱間加工して、機械構造用部品（例えばクランクシャフト）の粗形状の中間品を製造する。熱間加工は例えば、熱間鍛造である。製造された中間品を大気中で放冷する。

[0129] 放冷後の中間品に対して切削加工を実施して、中間品を所定の形状に切削する。切削加工後の中間品に対して、周知の高周波焼入れ（焼戻しは省略）、又は、周知の高周波焼入れ及び周知の焼戻しを実施する。以上の工程により、機械構造用部品が製造される。

実施例

[0130] 実施例により本実施形態の鋼材の効果をさらに具体的に説明する。以下の実施例での条件は、本実施形態の鋼材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、本実施形態の鋼材はこの一条件例に限定されない。

[0131] 表 1 - 1 ~ 表 1 - 3 の化学組成を有する鋼材を製造した。

[0132]

[表1-1]

TABLE1-1

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	Bi	Al	N	O
1	0.60	0.05	1.17	0.010	0.015	0.0215	0.035	0.0080	0.0018
2	0.37	0.08	1.66	0.002	0.145	0.0953	0.028	0.0094	0.0023
3	0.50	0.35	1.60	0.019	0.050	0.1080	0.002	0.0128	0.0017
4	0.42	0.44	1.48	0.030	0.077	0.0196	0.005	0.0220	0.0003
5	0.45	0.80	1.30	0.003	0.019	0.0052	0.030	0.0073	0.0012
6	0.38	0.11	0.93	0.008	0.095	0.0076	0.097	0.0175	0.0020
7	0.46	0.26	0.81	0.014	0.023	0.0394	0.025	0.0052	0.0013
8	0.36	0.86	0.90	0.015	0.059	0.2450	0.039	0.0040	0.0019
9	0.52	0.74	0.80	0.001	0.017	0.0531	0.016	0.0123	0.0009
10	0.54	0.39	0.90	0.005	0.020	0.0480	0.022	0.0030	0.0012
11	0.43	0.68	0.65	0.013	0.028	0.0213	0.049	0.0052	0.0009
12	0.33	0.50	0.82	0.018	0.014	0.2373	0.021	0.0042	0.0008
13	0.55	0.32	0.77	0.007	0.172	0.0104	0.033	0.0082	0.0030
14	0.47	0.30	0.84	0.020	0.060	0.0331	0.020	0.0050	0.0040
15	0.45	0.41	0.58	0.016	0.070	0.0411	0.075	0.0057	0.0016
16	0.58	0.77	1.63	0.014	0.031	0.0650	0.021	0.0058	0.0007
17	0.44	0.89	1.00	0.014	0.197	0.1824	0.023	0.0151	0.0014
18	0.57	0.02	1.42	0.006	0.035	0.0403	0.025	0.0036	0.0005
19	0.39	0.53	0.64	0.012	0.047	0.0409	0.062	0.0103	0.0013
20	0.56	0.25	1.24	0.019	0.139	0.0410	0.004	0.0092	0.0049
21	0.34	0.56	0.88	0.029	0.043	0.0423	0.010	0.0039	0.0016
22	0.46	0.20	0.87	0.013	0.123	0.0341	0.018	0.0102	0.0010
23	0.59	0.59	0.52	0.017	0.085	0.0745	0.029	0.0072	0.0016
24	0.32	0.19	0.66	0.009	0.025	0.0092	0.012	0.0033	0.0018
25	0.53	0.83	1.68	0.017	0.065	0.0152	0.053	0.0063	0.0010
26	0.48	0.27	1.54	0.015	0.052	0.0602	0.026	0.0040	0.0020
27	0.48	0.89	0.95	0.016	0.030	0.0415	0.026	0.0045	0.0034
28	0.40	0.23	0.79	0.007	0.026	0.2179	0.037	0.0198	0.0012
29	0.43	0.14	0.71	0.012	0.012	0.1998	0.014	0.0051	0.0011
30	0.31	0.47	0.75	0.025	0.040	0.0520	0.045	0.0065	0.0010
31	0.41	0.61	0.80	0.015	0.010	0.0599	0.040	0.0055	0.0015
32	0.45	0.21	1.39	0.026	0.027	0.0793	0.024	0.0060	0.0012
33	0.35	0.17	0.82	0.015	0.037	0.1276	0.009	0.0047	0.0015
34	0.47	0.29	1.12	0.023	0.055	0.0830	0.007	0.0246	0.0008
35	0.49	0.65	0.76	0.011	0.033	0.1488	0.027	0.0115	0.0014
36	0.53	0.71	0.86	0.016	0.189	0.0721	0.024	0.0055	0.0028
37	0.50	0.43	0.94	0.015	0.001	0.0411	0.022	0.0040	0.0012
38	0.45	0.26	0.90	0.014	0.023	0.0825	0.021	0.0007	0.0009
39	0.32	0.02	0.53	0.009	0.025	0.0532	0.025	0.0044	0.0008
40	0.34	0.17	0.66	0.009	0.072	0.0384	0.030	0.0053	0.0018
41	0.58	0.87	1.68	0.003	0.011	0.0430	0.021	0.0050	0.0013
42	0.59	0.88	1.63	0.002	0.015	0.0632	0.022	0.0060	0.0011
43	0.50	0.05	1.12	0.020	0.015	0.0431	0.032	0.0045	0.0022
44	0.45	0.22	0.93	0.012	0.020	0.2439	0.025	0.0050	0.0013
45	0.47	0.19	1.31	0.022	0.055	0.1781	0.062	0.0154	0.0014
46	0.42	0.35	0.85	0.013	0.050	0.0774	0.027	0.0084	0.0010
47	0.49	0.61	0.74	0.016	0.024	0.1487	0.014	0.0111	0.0013
48	0.46	0.20	0.85	0.015	0.027	0.0352	0.004	0.0041	0.0007
49	0.32	0.45	1.26	0.011	0.033	0.0212	0.020	0.0096	0.0011
50	0.45	0.25	0.61	0.018	0.070	0.0504	0.044	0.0103	0.0028
51	0.53	0.36	1.05	0.016	0.045	0.1246	0.018	0.0077	0.0012
52	0.55	0.40	0.77	0.009	0.012	0.0617	0.025	0.0062	0.0017
53	0.48	0.32	0.92	0.014	0.033	0.1040	0.020	0.0065	0.0013
54	0.51	0.39	0.85	0.010	0.023	0.0599	0.028	0.0070	0.0015
55	0.40	0.30	0.95	0.007	0.094	0.0045	0.035	0.0053	0.0015
56	0.41	0.41	0.80	0.005	0.028	0.2590	0.017	0.0125	0.0005

[0133] [表1-2]

番号	化学組成（単位は質量%、残部はFe及び不純物）										
	Cr	V	Sn	Sb	As	Pb	Mg	Ti	Nb	W	Zr
1	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
2	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
3	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
4	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
5	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
6	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
7	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
8	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
9	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
10	0.12	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
11	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
12	-	-	0.0078	-	-	-	-	-	-	-	-
13	-	-	-	0.0034	-	-	-	-	-	-	-
14	-	-	-	-	0.0025	-	-	-	-	-	-
15	-	-	-	-	-	0.03	-	-	-	-	-
16	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
17	-	-	-	-	-	-	0.0020	-	-	-	-
18	-	-	-	-	-	-	-	0.0120	-	-	-
19	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0490	-	-
20	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0900	-
21	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.1500
22	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
23	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
24	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
25	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
26	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
27	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
28	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
29	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
30	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
31	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
32	1.02	0.048	0.0971	-	-	-	-	-	-	-	-
33	1.22	-	-	0.0485	-	-	0.0005	-	-	-	-
34	0.02	-	-	-	-	0.09	0.0010	-	-	0.0050	-
35	0.29	-	-	-	-	-	-	0.0400	0.0050	-	-
36	0.57	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0014
37	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
38	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
39	0.05	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
40	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
41	0.29	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
42	-	0.047	-	-	-	-	-	-	-	-	-
43	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
44	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
45	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
46	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
47	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
48	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
49	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
50	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
51	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
52	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
53	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
54	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
55	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
56	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-

[0134]

[表1-3]

TABLE1-3

番号	化学組成（単位は質量%、残部はFe及び不純物）										Fn
	Ca	Te	B	REM	Co	Se	In	Mo	Cu	Ni	
1	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.83
2	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.61
3	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.82
4	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.71
5	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.78
6	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.51
7	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.63
8	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.58
9	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.74
10	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.77
11	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.61
12	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.53
13	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.61
14	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.63
15	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.56
16	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.96
17	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.59
18	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.83
19	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.54
20	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.73
21	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.54
22	0.0006	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.57
23	-	0.0077	-	-	-	-	-	-	-	-	0.69
24	-	-	0.0025	-	-	-	-	-	-	-	0.45
25	-	-	-	0.0020	-	-	-	-	-	-	0.90
26	-	-	-	-	0.0013	-	-	-	-	-	0.78
27	-	-	-	-	-	0.0090	-	-	-	-	0.74
28	-	-	-	-	-	-	0.0055	-	-	-	0.56
29	-	-	-	-	-	-	-	0.11	-	-	0.58
30	-	-	-	-	-	-	-	-	0.10	-	0.48
31	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.10	0.62
32	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1.04
33	-	-	-	-	0.0044	-	-	-	-	-	0.78
34	-	0.0013	-	-	-	0.0041	-	0.29	-	-	0.69
35	-	-	0.0018	-	-	-	-	-	-	-	0.75
36	0.0024	-	-	-	-	-	-	-	0.24	0.14	0.77
37	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.73
38	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.64
39	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.42
40	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.44
41	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1.06
42	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1.07
43	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.72
44	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.64
45	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.71
46	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.59
47	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.68
48	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.63
49	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.59
50	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.55
51	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.74
52	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.74
53	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.67
54	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.70
55	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.55
56	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.59

[0135] 具体的には、70トン転炉を用いて、精錬工程（一次精錬工程、及び、二次精錬工程）を実施した。一次精錬工程では、周知の方法で製造された溶銑に対して転炉での精錬を同じ条件で実施した。

[0136] 一次精錬工程後、二次精錬工程を実施した。具体的には、LF（Ladle）

e Furnace)を用いた精錬処理を実施し、その後、RH真空脱ガス処理を実施した。これらの工程を通じて、Bi以外の元素の成分の調整を実施した。その後さらに、ワイヤーにてBiを溶鋼に添加した後に溶鋼を攪拌し、Biの成分調整を行った。

[0137] Biを溶鋼に添加した後、二次精錬工程での攪拌終了までの時間 t_0 （分）は、表2に示すとおりであった。さらに、攪拌時の攪拌動力密度 ε （W／t）は、表2に示すとおりであった。なお、Biを溶鋼に添加した後、二次精錬工程での攪拌終了までの溶鋼温度は、1510～1630℃であった。以上の工程により、溶鋼を製造した。

[0138]

[表2]

TABLE2

番号	条件1	条件2	条件3	条件4	表層領域		内部領域		熱間加工割れ	溶融割れ	被削性	疲労強度
	Bi添加後攪拌終了時間t0(分)	攪拌動力密度ε(W/t)	表層凝固冷却速度(℃/分)	内部凝固冷却速度(℃/分)	微細Bi粒子個数密度(個/mm ²)	粗大Bi粒子個数密度(個/mm ²)	微細Bi粒子個数密度(個/mm ²)	粗大Bi粒子個数密度(個/mm ²)				
1	16	37	612	48	25.40	0.00	6.64	0.51	OK	OK	OK	OK
2	30	51	655	73	35.09	0.04	8.13	1.76	OK	OK	OK	OK
3	19	66	802	48	35.21	0.08	8.68	2.34	OK	OK	OK	OK
4	17	55	603	5	23.06	0.00	6.37	0.51	OK	OK	OK	OK
5	21	25	643	23	16.26	0.00	5.55	0.31	OK	OK	OK	OK
6	59	51	900	39	16.92	0.04	5.35	0.43	OK	OK	OK	OK
7	21	34	560	20	31.66	0.00	7.43	0.47	OK	OK	OK	OK
8	57	56	663	64	38.69	0.23	9.93	5.12	OK	OK	OK	OK
9	20	50	637	51	33.10	0.04	7.86	0.63	OK	OK	OK	OK
10	20	12	567	57	31.81	0.00	7.11	0.43	OK	OK	OK	OK
11	18	49	620	43	22.63	0.00	6.45	0.39	OK	OK	OK	OK
12	23	52	589	90	38.18	0.12	14.30	4.89	OK	OK	OK	OK
13	18	31	580	30	18.95	0.00	5.67	0.35	OK	OK	OK	OK
14	45	53	643	38	27.51	0.00	6.92	0.55	OK	OK	OK	OK
15	52	78	592	23	29.70	0.00	7.66	0.55	OK	OK	OK	OK
16	17	46	675	49	32.40	0.00	7.54	1.13	OK	OK	OK	OK
17	19	52	570	22	36.31	0.12	9.26	4.06	OK	OK	OK	OK
18	19	92	620	70	33.22	0.00	7.50	0.51	OK	OK	OK	OK
19	43	48	611	41	31.38	0.00	7.31	0.31	OK	OK	OK	OK
20	38	33	622	20	32.20	0.00	7.35	0.35	OK	OK	OK	OK
21	25	40	590	3	32.79	0.04	7.66	0.31	OK	OK	OK	OK
22	18	15	653	33	29.82	0.00	6.80	0.27	OK	OK	OK	OK
23	20	50	750	82	33.10	0.04	8.09	1.09	OK	OK	OK	OK
24	50	46	841	50	18.60	0.04	5.82	0.31	OK	OK	OK	OK
25	19	46	561	18	20.52	0.00	5.90	0.39	OK	OK	OK	OK
26	55	98	632	10	32.59	0.00	7.74	1.06	OK	OK	OK	OK
27	35	47	600	36	32.59	0.04	7.66	0.51	OK	OK	OK	OK
28	17	80	583	40	37.32	0.16	9.34	4.85	OK	OK	OK	OK
29	16	49	700	7	37.20	0.20	9.50	4.22	OK	OK	OK	OK
30	23	76	980	96	32.71	0.00	7.70	0.63	OK	OK	OK	OK
31	33	49	602	15	32.32	0.00	7.46	0.74	OK	OK	OK	OK
32	17	47	599	24	33.49	0.04	7.93	1.17	OK	OK	OK	OK
33	18	58	613	25	35.88	0.04	9.07	2.38	OK	OK	OK	OK
34	40	43	633	97	33.61	0.04	7.93	1.29	OK	OK	OK	OK
35	27	61	686	40	35.99	0.08	9.07	3.05	OK	OK	OK	OK
36	22	55	694	24	33.88	0.00	8.13	1.29	OK	OK	OK	OK
37	17	52	581	47	29.90	0.00	7.58	0.39	OK	OK	OK	OK
38	23	46	621	46	33.53	0.04	7.82	1.21	OK	OK	OK	OK
39	20	33	582	44	31.30	0.00	7.00	0.35	OK	OK	OK	NG
40	19	35	600	18	31.30	0.00	7.00	0.35	OK	OK	OK	NG
41	21	45	641	43	32.79	0.04	7.93	0.86	OK	OK	NG	OK
42	22	50	651	23	32.79	0.04	7.93	0.86	OK	OK	NG	OK
43	9	42	600	72	28.92	0.35	4.46	0.39	NG	OK	OK	OK
44	14	54	636	47	34.04	0.98	14.11	4.42	NG	OK	OK	OK
45	61	39	610	95	13.95	0.16	10.86	2.19	OK	NG	OK	OK
46	68	50	573	32	9.14	0.08	6.33	0.39	OK	NG	OK	OK
47	21	8	588	35	33.10	0.43	9.14	1.60	NG	OK	OK	OK
48	22	5	597	6	25.75	0.27	3.52	0.39	NG	OK	OK	OK
49	18	102	577	61	7.82	0.00	3.24	0.31	OK	NG	OK	OK
50	30	108	619	50	9.50	0.04	4.06	0.59	OK	NG	OK	OK
51	16	52	530	38	11.69	0.47	8.52	1.09	NG	NG	OK	OK
52	19	45	370	22	8.13	0.31	5.47	0.47	NG	NG	OK	OK
53	23	40	583	103	32.83	0.12	20.79	0.23	OK	OK	NG	OK
54	25	50	601	114	26.50	0.08	15.67	0.16	OK	OK	NG	OK
55	19	48	644	11	13.01	0.00	4.92	0.12	OK	NG	NG	OK
56	17	33	591	24	35.21	0.35	13.40	5.08	NG	OK	OK	OK

[0139] 溶鋼を用いて、連続鋳造法により、鋳片（ブルーム）を製造した。鋳造時に凝固冷却速度（℃／分）を調整した。表層凝固冷却速度と内部凝固冷却速度は表2に示すとおりであった。なお、表層凝固冷却速度及び内部凝固冷却速度は、上述の〔条件3：表層凝固冷却速度について〕及び〔条件4：内部

凝固冷却速度について」に記載の方法により求めた。

[0140] 製造されたブルームに対して熱間加工を実施した。具体的には、ブルームに対して粗圧延加工を実施して、横断面が $180\text{ mm} \times 180\text{ mm}$ のビレットを製造した。なお、粗圧延加工時のブルームの加熱温度は 1250°C であった。

[0141] さらに、ビレットに対して仕上げ圧延に相当する熱間鍛造を実施して、直径 97 mm の鋼材（棒鋼）を製造した。なお、熱間鍛造時のビレットの加熱温度は 1250°C であった。鍛造は株式会社大谷機械製作所製のエアハンマー（型式600HP）を用いて実施した。ビレットを 1250°C で1時間加熱した後、横断面が $120\text{ mm} \times 120\text{ mm}$ に鍛造した。その後、再び 1250°C で1時間加熱した後、横断面が直径 97 mm の円に外接する八角形になるように鍛造した。その後、再び 1250°C で1時間加熱した後、直径 97 mm の断面が円形状の棒鋼（丸鋼）に鍛造した。以上の製造工程により、鋼材を製造した。

[0142] [評価試験]

各試験番号の鋼材に対して、次の評価試験を実施した。

（試験1） 0.08 R 深さ位置 $D_{0.08\text{ R}}$ での微細 B_i 粒子及び粗大 B_i 粒子の個数密度測定試験

（試験2） 0.65 R 深さ位置 $D_{0.65\text{ R}}$ での微細 B_i 粒子及び粗大 B_i 粒子の個数密度測定試験

（試験3）熱間加工割れ評価試験

（試験4）溶融割れ評価試験

（試験5）被削性評価試験（ドリル寿命試験）

（試験6）疲労強度評価試験（回転曲げ疲労試験）

以下、各評価試験について説明する。

[0143] [(試験1) 0.08 R 深さ位置 $D_{0.08\text{ R}}$ での微細 B_i 粒子及び粗大 B_i 粒子の個数密度測定試験]

各試験番号の鋼材に対して、上述の [0.08 R 深さ位置 $D_{0.08\text{ R}}$ での微細

B_i 粒子及び粗大 B_i 粒子の個数密度の測定方法について] に記載の方法により、0.08 R 深さ位置 D_{0.08R} での微細 B_i 粒子の個数密度 (個/mm²) 及び 0.08 R 深さ位置 D_{0.08R} での粗大 B_i 粒子の個数密度 (個/mm²) を求めた。結果を表 2 に示す。

[0144] [(試験 2) 0.65 R 深さ位置 D_{0.65R} での微細 B_i 粒子及び粗大 B_i 粒子の個数密度測定試験]

各試験番号の鋼材に対して、上述の [0.65 R 深さ位置 D_{0.65R} での微細 B_i 粒子及び粗大 B_i 粒子の個数密度の測定方法について] に記載の方法により、0.65 R 深さ位置 D_{0.65R} での微細 B_i 粒子の個数密度 (個/mm²) 及び 0.65 R 深さ位置 D_{0.65R} での粗大 B_i 粒子の個数密度 (個/mm²) を求めた。結果を表 2 に示す。

[0145] [(試験 3) 熱間加工割れ評価試験]

製造された各試験番号の鋼材の表面を観察した。観察の結果、鋼材の表面において、鋼材の長手方向 1 m 当たり 2 箇所以上の明確な割れが観察される場合、熱間加工割れが発生したと判断した。一方、観察の結果、鋼材の表面において鋼材の長手方向 1 m 当たり 2 箇所以上の明確な割れが観察されない場合、熱間加工割れが抑制されたと判断した。ここで明確な割れとは、肉眼で、または簡単な拡大鏡を用いて観察された長さ 3 mm 以上の割れのことをいう。

[0146] 熱間加工割れの評価結果を表 2 の「熱間加工割れ」欄に示す。熱間加工割れが発生した場合を「NG」で示し、熱間加工割れが抑制された場合を「OK」で示す。

[0147] [(試験 4～試験 6) 溶融割れ評価試験、被削性評価試験及び疲労強度評価試験について]

[模擬機械構造用部品の中間品の製造]

各試験番号の鋼材を素材とした機械構造用部品の製造工程中の熱間鍛造を模擬した熱処理を実施した。具体的には、鋼材を加熱して、鋼材を 1100℃で 30 分保持した。その後、鋼材を大気中で放冷した。以上の熱処理を施

された鋼材を、以降では、「機械構造用部品の模擬中間品（又は、単に模擬中間品）」という。機械構造用部品の模擬中間品は、直径 97 mm の棒鋼（丸鋼）であった。

[0148] 〔（試験４）溶融割れ評価試験〕

機械構造用部品の模擬中間品の表層領域 SA を含む領域から、幅 10 mm、厚さ 3 mm、長さ 100 mm の試験片を機械加工により作製した。試験片の長手方向は、模擬中間品の長手方向と平行であった。また、試験片の長手方向に平行な中心軸が、0.08 R 深さ位置と一致した。

[0149] 富士電波工機株式会社製の熱サイクル試験装置を用いて、試験片に対して、高周波焼入れを模擬した焼入れ試験を実施した。具体的には、試験片を 100℃／秒の昇温速度で 1400℃まで加熱した。そして、試験片を 1400℃で 15 秒間保持した。その後、試験片を水冷した。

[0150] 水冷後の試験片を、試験片の長手方向での中央位置で、長手方向に垂直な方向に切断した。そして、切断面を観察面とした。観察面を機械研磨した。機械研磨後の観察面をピクラル試薬にて腐食した。腐食された観察面の中心位置を 400 倍の光学顕微鏡で観察し、溶融割れの有無を目視で確認した。観察視野を 250 μ m $\times$ 400 μ m とした。

[0151] 観察面において、粒界で長さが 5 μ m 以上の明瞭に腐食されている領域（腐食領域）が観察された場合、溶融割れが発生したと判断した。粒界において幅が 5 μ m 以上の明瞭に腐食されている領域とは、例えば、図 3 中の符号 15 で示す領域を意味する。一方、図 4 のように、粒界に腐食領域が観察されない場合、溶融割れが抑制されたと判断した。溶融割れの評価結果を表 2 の「溶融割れ」欄に示す。溶融割れが発生した場合、「NG」を示す。溶融割れが抑制された場合、「OK」を示す。

[0152] 〔（試験５）被削性評価試験（ドリル寿命試験）〕

機械構造用部品の模擬中間品から被削性評価試験用の試験片を切り出した。具体的には、直径 97 mm の模擬中間品の長手方向に対して垂直な断面の内部領域 CA に相当する領域の任意の位置を、ドリルを用いて穿孔した。工

具として、株式会社不二越製の型番SD3.0のドリルを使用した。穿孔条件として、1回転当たりの送り量を 0.25 mm/rev 、1穴の穿孔深さを 9 mm とした。潤滑剤は水溶性の切削油であった。

[0153] 上述の穿孔条件でドリル穿孔を実施して、鋼材の被削性を評価した。評価指標として、最大切削速度 $VL1000\text{ (m/分)}$ を用いた。最大切削速度 $VL1000$ とは、累積穴深さで 1000 mm 長の穴あけが可能なドリルの切削速度の最大値である。

[0154] 最大切削速度 $VL1000$ に基づいて、被削性を次のとおり評価した。

$VL1000$ が 20 m/分 以上：被削性に優れる（「OK」）

$VL1000$ が 20 m/分 未満：被削性が低い（「NG」）

表2の「被削性」欄に、「OK」、「NG」の評価結果を示す。

[0155] [（試験6）疲労強度評価試験（回転曲げ疲労試験）]

次の試験方法により、鋼材を素材として製造された機械構造用部品を想定した疲労試験片を用いて、疲労強度を評価した。

[0156] 機械構造用部品の模擬中間品から、図5に示す疲労試験片を作製した。疲労試験片は丸棒試験片であり、平行部の直径 $D1$ が 8 mm であり、掴み部の直径が 12 mm であった。機械構造用部品の模擬中間品の長手方向に対して垂直な断面の $R/2$ 位置（つまり、半径の中央位置）から、疲労試験片を機械加工により作製した。疲労試験片の長手方向は、模擬中間品の長手方向と平行であった。なお、高周波焼入れ前の試験片での回転曲げ疲労強度が十分に高ければ、高周波焼入れ後の試験片においても、回転曲げ疲労強度が十分に高いことは、当業者に周知の技術常識である。

[0157] 疲労試験片の平行部には仕上げ研磨を実施し、表面粗さを調整した。具体的には、JIS B 0601：2001に準拠した、表面の中心線平均粗さ（ Ra ）を $3.0\text{ }\mu\text{m}$ 以内とし、最大高さ（ $Rmax$ ）を $9.0\text{ }\mu\text{m}$ 以内にした。

[0158] 疲労試験片を用いて、室温（ 23°C ）、大気雰囲気にて、回転数 3600 rpm の両振りの条件で小野式回転曲げ疲労試験を行った。複数の試験片に

対して加える応力を変えて疲労試験を実施し、 10^7 サイクル後に破断しなかった最も高い応力を、疲労強度 (MPa) とした。

[0159] 得られた疲労強度が 300 MPa 以上であれば、十分な疲労強度が得られたと判断した。疲労強度評価の結果を表 2 の「疲労強度」欄に示す。疲労強度が 300 MPa 以上の場合を「OK」とし、疲労強度が 300 MPa 未満の場合を「NG」とした。

[0160] [試験結果]

表 1-1 ~ 表 1-3 及び表 2 に試験結果を示す。

[0161] 表 1-1 ~ 表 1-3 及び表 2 を参照して、試験番号 1 ~ 38 の鋼材は、化学組成が適切であり、かつ、式 (1) を満たした。さらに製造条件も適切であった。そのため、各試験番号の鋼材は、特徴 1 ~ 特徴 4 を満たした。その結果、熱間加工割れ及び溶融割れが確認されず、優れた耐熱間加工割れ性及び優れた耐溶融割れ性が得られた。さらに、鋼材の最大切削速度 V_L 1000 は 20 m/分以上であり、優れた被削性が得られた。さらに、鋼材の疲労強度は 300 MPa 以上であり、鋼材を素材として製造された機械構造用部品の疲労強度は高かった。

[0162] 一方、試験番号 39 及び 40 では、 F_n が 0.45 未満であった。そのため、鋼材を素材として製造された機械構造用部品の疲労強度が低かった。

[0163] 試験番号 41 及び 42 では、 F_n が 1.05 超であった。そのため、鋼材の被削性が低かった。

[0164] 試験番号 43 及び 44 では、Bi 添加後から攪拌終了までの時間 t_0 が 15 分以下であった。そのため、0.08 R 深さ位置 $D_{0.08R}$ の粗大 Bi 粒子の個数密度が 0.25 個/ mm^2 超であった。その結果、熱間加工割れが発生した。

[0165] 試験番号 45 及び 46 では、Bi 添加後から攪拌終了までの時間 t_0 が 60 分以上であった。そのため、0.08 R 深さ位置 $D_{0.08R}$ の微細 Bi 粒子の個数密度が 15.00 個/ mm^2 未満となった。その結果、溶融割れが発生した。

- [0166] 試験番号47及び48では、Bi添加後の溶鋼の攪拌動力密度 ε が10W/t未満であった。そのため、0.08R深さ位置 $D_{0.08R}$ の粗大Bi粒子の個数密度が0.25個/mm²超であった。その結果、熱間加工割れが発生した。
- [0167] 試験番号49及び50では、Bi添加後の溶鋼の攪拌動力密度 ε が100W/t超であった。そのため、0.08R深さ位置 $D_{0.08R}$ の微細Bi粒子の個数密度が15.00個/mm²未満となった。その結果、溶融割れが発生した。
- [0168] 試験番号51及び52では、鑄造時の表層凝固冷却速度が550℃/分未満であった。そのため、0.08R深さ位置 $D_{0.08R}$ の微細Bi粒子の個数密度が15.00個/mm²未満であり、0.08R深さ位置 $D_{0.08R}$ の粗大Bi粒子の個数密度が0.25個/mm²超となった。その結果、熱間加工割れと溶融割れが発生した。
- [0169] 試験番号53及び54では、鑄造時の内部凝固冷却速度が100℃/分超であった。そのため、0.65R深さ位置 $D_{0.65R}$ の微細Bi粒子の個数密度が15.00個/mm²以上であり、0.65R深さ位置 $D_{0.65R}$ の粗大Bi粒子の個数密度が0.25個/mm²以下となった。その結果、鋼材の被削性が低かった。
- [0170] 試験番号55では、Bi含有量が低すぎた。そのため、0.08R深さ位置 $D_{0.08R}$ の微細Bi粒子の個数密度が15.00個/mm²未満であり、0.65R深さ位置 $D_{0.65R}$ の粗大Bi粒子の個数密度が0.25個/mm²以下となった。その結果、溶融割れが発生し、さらに鋼材の被削性が低かった。
- [0171] 試験番号56では、Bi含有量が高すぎた。そのため、0.08R深さ位置 $D_{0.08R}$ の粗大Bi粒子の個数密度が0.25個/mm²超となった。その結果、熱間加工割れが発生した。
- [0172] 以上、本発明の実施の形態を説明した。しかしながら、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。したがって、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更して実施することができる。

符号の説明

- [0173] 1 フィレットR部
2 クランクシャフトのエッジ部
1 5 溶融割れ

請求の範囲

[請求項1] 軸方向に垂直な断面が円形状の鋼材であって、
化学組成が、質量%で、
C : 0.30超～0.60%、
Si : 0.01～0.90%、
Mn : 0.50～1.70%、
P : 0.030%以下、
S : 0.200%以下、
Bi : 0.0051～0.2500%、
Al : 0.001～0.100%、
N : 0.0250%以下、
O : 0.0050%以下、
Cr : 0～1.30%、
V : 0～0.200%、
Sn : 0～0.1000%、
Sb : 0～0.0500%、
As : 0～0.0500%、
Pb : 0～0.09%、
Mg : 0～0.0100%、
Ti : 0～0.0400%、
Nb : 0～0.0500%、
W : 0～0.4000%、
Zr : 0～0.2000%、
Ca : 0～0.0100%、
Te : 0～0.0100%、
B : 0～0.0050%、
希土類元素 : 0～0.0100%、
Co : 0～0.0100%、

S e : 0 ~ 0 . 0 1 0 0 %、

I n : 0 ~ 0 . 0 1 0 0 %、

M o : 0 ~ 0 . 3 0 %、

C u : 0 ~ 0 . 5 0 %、

N i : 0 ~ 0 . 5 0 %、及び、

残部は F e 及び不純物からなり、

式 (1) で定義される F n が 0 . 4 5 ~ 1 . 0 5 であり、

前記鋼材の半径を R と定義したとき、前記鋼材の表面から 0 . 0 8 R 深さ位置において、

円相当径が 0 . 1 ~ 1 . 0 μ m の B i 粒子である微細 B i 粒子の個数密度が 1 5 . 0 0 個 / mm^2 以上であり、

円相当径が 1 0 . 0 μ m 以上の B i 粒子である粗大 B i 粒子の個数密度が 0 . 2 5 個 / mm^2 以下であり、

前記鋼材の表面から 0 . 6 5 R 深さ位置において、

前記微細 B i 粒子の個数密度が 1 5 . 0 0 個 / mm^2 未満であり、

前記粗大 B i 粒子の個数密度が 0 . 2 5 個 / mm^2 超である、

鋼材。

$$F n = C + (S i / 1 0) + (M n / 5) - (5 S / 7) + (5 C r / 2 2) + 1 . 6 5 V \quad (1)$$

ここで、式 (1) 中の各元素記号には、対応する元素の質量%での含有量が代入され、元素が含有されていない場合、対応する元素記号には「 0 」が代入される。

[請求項2]

請求項 1 に記載の鋼材であって、

前記化学組成は、

C r : 0 . 0 1 ~ 1 . 3 0 %、

V : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 2 0 0 %、

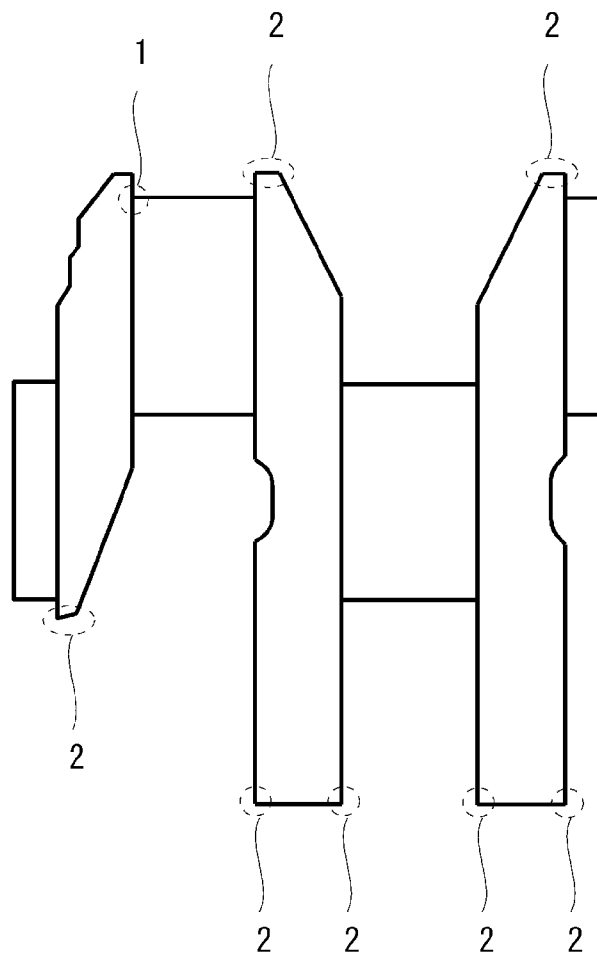
S n : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 1 0 0 0 %、

S b : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 0 5 0 0 %、

A s : 0. 0001 ~ 0. 0500%、
P b : 0. 01 ~ 0. 09%、
M g : 0. 0001 ~ 0. 0100%、
T i : 0. 0001 ~ 0. 0400%、
N b : 0. 0001 ~ 0. 0500%、
W : 0. 0001 ~ 0. 4000%、
Z r : 0. 0001 ~ 0. 2000%、
C a : 0. 0001 ~ 0. 0100%、
T e : 0. 0001 ~ 0. 0100%、
B : 0. 0001 ~ 0. 0050%、
希土類元素 : 0. 0001 ~ 0. 0100%、
C o : 0. 0001 ~ 0. 0100%、
S e : 0. 0001 ~ 0. 0100%、
I n : 0. 0001 ~ 0. 0100%、
M o : 0. 01 ~ 0. 30%、
C u : 0. 01 ~ 0. 50%、
N i : 0. 01 ~ 0. 50%、
からなる群から選択される1種以上を含有する、
鋼材。

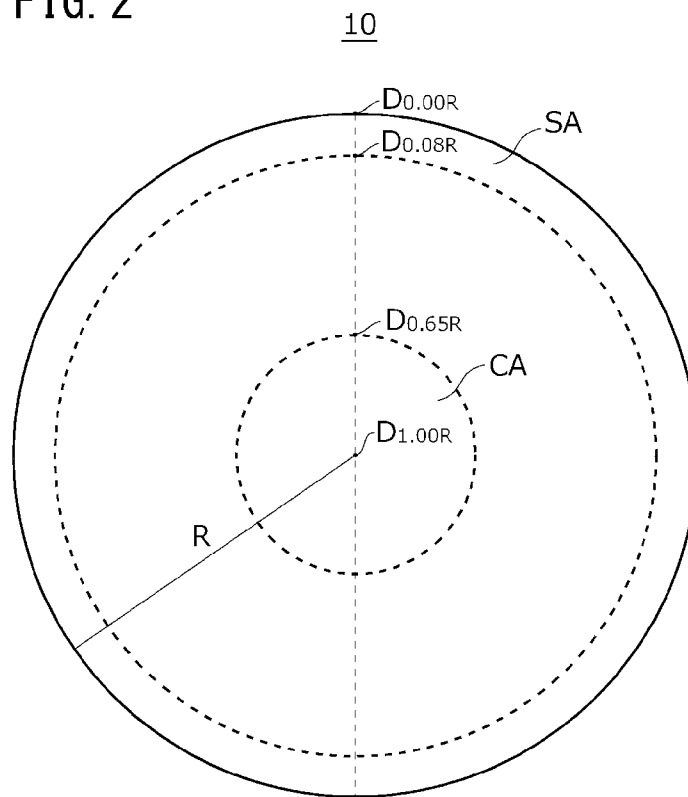
[図1]

FIG. 1



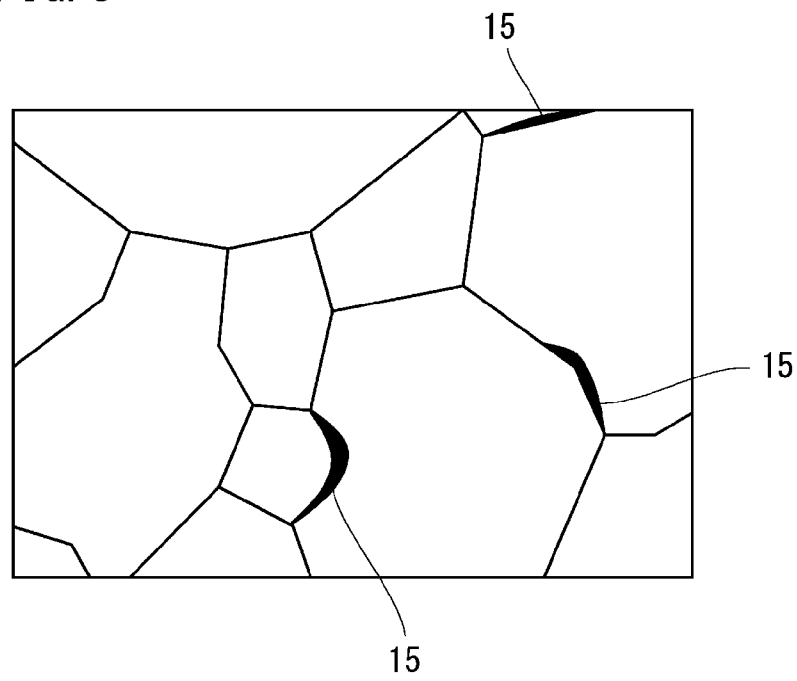
[図2]

FIG. 2



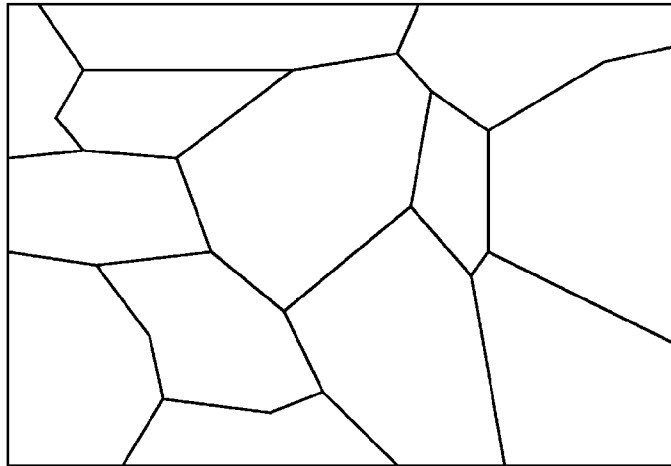
[図3]

FIG. 3



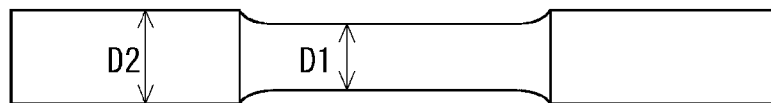
[図4]

FIG. 4



[図5]

FIG. 5



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2023/026060

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C21D 8/06(2006.01)n; C21D 9/30(2006.01)n; C22C 38/00(2006.01)i; C22C 38/60(2006.01)i

FI: C22C38/00 301Y; C22C38/60; C21D8/06 A; C21D9/30 A

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)

C21D8/06; C21D9/30; C22C38/00-C22C38/60

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 1971-2023

Registered utility model specifications of Japan 1996-2023

Published registered utility model applications of Japan 1994-2023

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 2021-155808 A (NIPPON STEEL CORP.) 07 October 2021 (2021-10-07) entire text, all drawings	1-2
A	JP 2000-265243 A (KOBEL STEEL, LTD.) 26 September 2000 (2000-09-26) entire text, all drawings	1-2
A	US 4255188 A (INLAND STEEL COMPANY) 10 March 1981 (1981-03-10) entire text	1-2
A	CN 102330038 A (SHOUGANG GUIYANG SPECIAL STEEL CO., LTD.) 25 January 2012 (2012-01-25) entire text	1-2



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

02 October 2023

Date of mailing of the international search report

10 October 2023

Name and mailing address of the ISA/JP

Japan Patent Office (ISA/JP)

3-4-3 Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915

Japan

Authorized officer

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.
PCT/JP2023/026060

Patent document cited in search report			Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)	Publication date (day/month/year)
JP	2021-155808	A	07 October 2021	(Family: none)	
JP	2000-265243	A	26 September 2000	(Family: none)	
US	4255188	A	10 March 1981	CA 1156068 A entire text	
CN	102330038	A	25 January 2012	(Family: none)	

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC）） C21D 8/06(2006.01)n; C21D 9/30(2006.01)n; C22C 38/00(2006.01)i; C22C 38/60(2006.01)i FI: C22C38/00 301Y; C22C38/60; C21D8/06 A; C21D9/30 A										
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）） C21D8/06; C21D9/30; C22C38/00-C22C38/60										
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 <table border="0"> <tr> <td>日本国実用新案公報</td> <td>1922-1996年</td> </tr> <tr> <td>日本国公開実用新案公報</td> <td>1971-2023年</td> </tr> <tr> <td>日本国実用新案登録公報</td> <td>1996-2023年</td> </tr> <tr> <td>日本国登録実用新案公報</td> <td>1994-2023年</td> </tr> </table>			日本国実用新案公報	1922-1996年	日本国公開実用新案公報	1971-2023年	日本国実用新案登録公報	1996-2023年	日本国登録実用新案公報	1994-2023年
日本国実用新案公報	1922-1996年									
日本国公開実用新案公報	1971-2023年									
日本国実用新案登録公報	1996-2023年									
日本国登録実用新案公報	1994-2023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	JP 2021-155808 A（日本製鉄株式会社）07.10.2021（2021-10-07） 全文, 全図	1-2								
A	JP 2000-265243 A（株式会社神戸製鋼所）26.09.2000（2000-09-26） 全文, 全図	1-2								
A	US 4255188 A（INLAND STEEL COMPANY）10.03.1981（1981-03-10） 全文	1-2								
A	CN 102330038 A（SHOUGANG GUIYANG SPECIAL STEEL CO., LTD.）25.01.2012（2012-01-25） 全文	1-2								
☐ 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。										
<table border="0"> <tr> <td> * 引用文献のカテゴリー “A” 特に関連のある文献ではなく、一般的技术水準を示すもの “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 </td> <td> “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抵触するものではなく、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 </td> </tr> </table>			* 引用文献のカテゴリー “A” 特に関連のある文献ではなく、一般的技术水準を示すもの “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抵触するものではなく、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						
* 引用文献のカテゴリー “A” 特に関連のある文献ではなく、一般的技术水準を示すもの “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抵触するものではなく、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 02.10.2023	国際調査報告の発送日 10.10.2023									
名称及びあて先 日本国特許庁(ISA/JP) 〒100-8915 日本国 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号	権限のある職員（特許庁審査官） 鈴木 葉子 4K 3557 電話番号 03-3581-1101 内線 3435									

国際調査報告
パテントファミリーに関する情報

国際出願番号

PCT/JP2023/026060

引用文献			公表日	パテントファミリー文献	公表日
JP	2021-155808	A	07.10.2021	(ファミリーなし)	
JP	2000-265243	A	26.09.2000	(ファミリーなし)	
US	4255188	A	10.03.1981	CA 1156068 A	
				全文	
CN	102330038	A	25.01.2012	(ファミリーなし)	