

(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7月4日(04.07.2024)



(10) 国際公開番号

WO 2024/143075 A1

(51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/60 (2006.01)
C21D 8/06 (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2023/045559

(22) 国際出願日: 2023年12月19日(19.12.2023)

(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 2022-209056 2022年12月26日(26.12.2022) JP

(71) 出願人: J F E スチール株式会社(JFE STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 Tokyo (JP).

(72) 発明者: 一宮 克行 (ICHIMIYA Katsuyuki); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP). 福岡 和明(FUKUOKA Kazuaki); 〒1000011 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社 知的財産部内 Tokyo (JP).

(74) 代理人: 杉村 憲司 (SUGIMURA Kenji); 〒1000013 東京都千代田区霞が関三丁目2番1号 霞が関コモンゲート西館3 6階 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, 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, 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,

(54) Title: NON-TEMPERED STEEL FOR HOT FORGING, AND HOT FORGING MATERIAL AND METHOD FOR PRODUCING SAME

(54) 発明の名称: 熱間鍛造用非調質鋼並びに熱間鍛造材及びその製造方法

(57) Abstract: The non-tempered steel for hot forging of the present invention contains C: from 0.25% to 0.37%, Si: from 0.50% to 1.00%, Mn: from 1.45% to 2.20%, P: from 0.005% to 0.030%, S: from 0.030% to 0.080%, Al: from 0.015% to 0.050%, Ni: 0.03% or less, Cr: from 0.01% to 0.20%, V: from 0.10% to 0.25%, B: 0.0003% or less, and N: from 0.0030% to 0.0200%, and has a component composition in which C_{eq} defined by formula (1) is from 0.62 to 0.72, α defined by formula (2) is from 4.4 to 6.2, β defined by formula (3) is from 20.0 to 60.0, and the remainder consists of Fe and unavoidable impurities. Formula (1): $C_{eq}=C+Si/24+Mn/6+Ni/40+Cr/5+Mo/4+V/14$. Formula (2): $\alpha=2.7Mn+4.6Cr+V$. Formula (3): $\beta=Mn/S$.

(57) 要約: 本発明の熱間鍛造用非調質鋼は、C: 0.25%以上0.37%以下、Si: 0.50%以上1.00%以下、Mn: 1.45%以上2.20%以下、P: 0.005%以上0.030%以下、S: 0.030%以上0.080%以下、Al: 0.015%以上0.050%以下、Ni: 0.03%以下、Cr: 0.01%以上0.20%以下、V: 0.10%以上0.25%以下、B: 0.0003%以下、及びN: 0.0030%以上0.0200%以下を含有し、以下の式(1)で定義される C_{eq} が0.62以上0.72以下であり、以下の式(2)で定義される α が4.4以上6.2以下であり、以下の式(3)で定義される β が20.0以上60.0以下であり、残部がFe及び不可避免的不純物からなる成分組成を有する。式(1): $C_{eq}=C+Si/24+Mn/6+Ni/40+Cr/5+Mo/4+V/14$ 、式(2): $\alpha=2.7Mn+4.6Cr+V$ 、式(3): $\beta=Mn/S$

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)）

明 細 書

発明の名称：

熱間鍛造用非調質鋼並びに熱間鍛造材及びその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、熱間鍛造用非調質鋼並びに熱間鍛造材及びその製造方法に関する。

背景技術

[0002] 自動車、建設機械、及び産業機械に使用される機械構造用部品は、省エネルギー化及びコンパクト化が進められている。ただし、小サイズ化を実施した場合にも今までと変わらない疲労強度が要求されるため、機械構造用部品には、一般的に降伏応力を高めた鋼材が用いられている。

[0003] 特に、くり返し曲げ応力又は軸方向へのくり返し圧縮応力がかかる、シャフト等の部品の製造には、より高い降伏応力を有する鋼材が要求される。このため、熱間鍛造後に焼入れ・焼戻しを行って、強度と靱性を確保し、降伏強度を引張強さの7～9割程度まで回復させている。

[0004] 近年、省エネ・省コストの観点から、熱間鍛造後に焼入れ・焼戻しを行うことなく必要な特性を得る鋼材、いわゆる非調質鋼が要望されている。そこで、熱間鍛造用として、JISの機械構造用炭素鋼及び機械構造用合金鋼の調質材に対して、V、Nbなどの析出硬化元素を添加し、強度の向上を図るとともに、含有炭素量の低減を行って延性及び靱性の向上を図る技術が開発されている。しかしながら、従来の引張強さ650～850MPaを有する非調質鋼は、フェライト・パーライト非調質鋼がほとんどであり、さらなる強度向上は難しい。

[0005] この強度の向上について、例えば特許文献1では、炭素含有量を極端に少なくして組織をベイナイト単相とし、強度向上とともに靱性向上を図った、いわゆるベイナイト非調質鋼が提案された。しかし、ベイナイト組織は、低歪みで降伏が生じ、疲労特性が劣るという問題があった。

- [0006] 特許文献2には、コンロッドなどの部品に好適な高耐力比非調質鋼に関し、P及びSを多量に添加して0.2%耐力と引張強さの比である耐力比を高くしても、被削性を損なわずに高耐力の部品を製造することが記載されている。しかし、Pの粒界偏析による粒界脆化が生じて、疲労強度が低下することが懸念される。
- [0007] 特許文献3では、鍛造方向と垂直方向の疲労強度を高めるために、S含有量を0.008%から0.030%未満に制限した熱間鍛造用圧延棒鋼が提案されている。しかし、Sと共にVを0.20~0.32%と多量に添加しており、低温靱性に問題がある。
- [0008] また、特許文献4では、曲げ疲労強度に優れた熱間鍛造用非調質鋼を提案されている。しかし、比較的大きな部品を想定した場合、熱間鍛造前の加熱が長時間となり、熱間鍛造材の表面の肌荒れが懸念される。

先行技術文献

特許文献

- [0009] 特許文献1：特開2000-265245号公報
特許文献2：特開2006-206934号公報
特許文献3：特開2013-108130号公報
特許文献4：特開2010-270346号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

- [0010] 上述したように、フェライトとパーライトからなる組織で強度を上げることは困難である。一方、ベイナイト非調質鋼では、引張強さが向上するとともに靱性も確保される。しかし、ベイナイト非調質鋼は、引張試験において低荷重の領域から永久変形が始まるため、歪量が0.2%よりもさらに小さい歪域での耐力は、より引張強さの低いフェライト・パーライト非調質鋼より低くなる。すると、低歪域で曲げ等の応力をくり返し負荷された場合は、変形が生じやすい。従って、この場合における耐久性能が要求される部品の

製造には、ベイナイト非調質鋼は適用できない。

[0011] また、フェライト・パーライト及びベイナイトのいずれの組織においても、非調質鋼として高強度化した場合には、鍛造後の機械加工において硬すぎて工具寿命が悪化するため、快削元素の添加が必要となる。もしくは、鍛造後に焼なましが必要となり、コストも高くなり、非調質の意を成さなくなってしまう。

[0012] そこで本発明は、上記課題に鑑み、表面に肌荒れがなく、引張特性、衝撃特性、回転曲げ疲労特性、及び低歪域におけるくり返し応力負荷による変形特性のいずれにも優れた熱間鍛造材を得るための素材として好適な熱間鍛造用非調質鋼を提供することを目的とする。また、本発明は、表面に肌荒れがなく、引張特性、衝撃特性、回転曲げ疲労特性、及び低歪域におけるくり返し応力負荷による変形特性のいずれにも優れた熱間鍛造材を提供することを目的とする。また、本発明は、一般に使用されている熱間鍛造設備を用いて、上記のような優れた特性を有する熱間鍛造材を製造することが可能な、熱間鍛造材の製造方法を提供することを目的とする。

[0013] なお、「引張特性に優れる」とは、後記の引張試験によって測定される0.05%耐力が 650 N/mm^2 以上、0.2%耐力が 680 N/mm^2 以上、かつ、引張強さが 900 N/mm^2 以上であることを意味する。「衝撃特性に優れる」とは、後記のシャルピー衝撃試験によって測定された -50°C の衝撃値が 25 J/cm^2 以上であることを意味する。「回転曲げ疲労特性に優れる」とは、後記の小野式回転曲げ疲労試験による負荷回数 10^7 回での疲労限が 500 N/mm^2 以上であることを意味する。「低歪域におけるくり返し応力負荷による変形特性に優れる」とは、後記のくり返し応力負荷試験による、変形量が0.5mmになるまでの回数が80回以上であることを意味する。

課題を解決するための手段

[0014] 本発明者らは、上記課題を解決するために鋭意研究を行ったところ、以下の知見を得た。

(A) くり返しの応力負荷による変形を抑えるためには、低歪域における完全弾性領域が長くなるフェライト・パーライト組織のまま強度を上げることが重要である。また、降伏点を高めることにより、低歪域における強度を高めることが可能である。

(B) 組織の結晶粒界を強化することにより、疲労強度をさらに向上させ、また、くり返し応力による変形量も小さくすることが可能である。

(C) 降伏点を高めるには、フェライトの析出強化が最も有効であり、フェライトの面積率や、フェライト内の析出物の分布状態を制御することにより、降伏強度の向上を最大化することが可能である。これは、成分組成と組織の最適化により達成される。

(D) 熱間鍛造前の加熱による肌荒れは、Niの不均一酸化によるものであり、実質的なNi添加を行わないことが重要である。

(E) 既存のフェライト・パーライト組織の非調質鋼に対して、上記(1)～(4)の知見をもとに製造した鋼は、熱間鍛造前の加熱による肌荒れを抑制し、引張強さをほとんど上昇させずに、降伏点をより高めて、鍛造ままでの硬さを抑えることが可能であり、切削元素を増量添加しなくても同様の加工性及び切削性が得られる。

[0015] 上記知見に基づき完成された本発明の要旨構成は、以下のとおりである。

[1] 質量%で、

C : 0.25%以上0.37%以下、

Si : 0.50%以上1.00%以下、

Mn : 1.45%以上2.20%以下、

P : 0.005%以上0.030%以下、

S : 0.030%以上0.080%以下、

Al : 0.015%以上0.050%以下、

Ni : 0.03%以下、

Cr : 0.01%以上0.20%以下、

V : 0.10%以上0.25%以下、

B : 0.0003%以下、及び

N : 0.0030%以上0.0200%以下

を含有し、以下の式(1)で定義されるCeqが0.62以上0.72以下であり、以下の式(2)で定義される α が4.4以上6.2以下であり、以下の式(3)で定義される β が20.0以上60.0以下であり、残部がFe及び不可避免的不純物からなる成分組成を有する、熱間鍛造用非調質鋼。

$$Ceq = C + Si / 24 + Mn / 6 + Ni / 40 + Cr / 5 + Mo / 4 + V / 14 \quad \dots (1)$$

$$\alpha = 2.7Mn + 4.6Cr + V \quad \dots (2)$$

$$\beta = Mn / S \quad \dots (3)$$

ただし、式(1)～(3)中の元素記号は、当該元素の含有量(質量%)を示す。

[0016] [2] 前記成分組成が、質量%で、

Cu : 0.05%以下、

Mo : 0.08%以下、

Nb : 0.040%以下、

Ti : 0.025%以下、

Sb : 0.0100%以下、

Pb : 0.30%以下、

Ca : 0.0050%以下、

Mg : 0.0050%以下、及び

Bi : 0.30%以下

からなる群から選択される1種以上をさらに含有する、上記[1]に記載の熱間鍛造用非調質鋼。

[0017] [3] 前記成分組成が、質量%で、

Sn : 0.030%以下

をさらに含有する、上記[1]又は[2]に記載の熱間鍛造用非調質鋼。

[0018] [4] 上記[1]～[3]のいずれか一項に記載の成分組成と、

フェライト及びパーライトの面積率の合計が90%以上であり、粒界フェライトの面積率が10%以上35%以下であり、粒界フェライトの平均粒径が $2\mu\text{m}$ 以上 $20\mu\text{m}$ 以下であり、粒界フェライト及びパーライトブロックの平均サイズが $5.0\mu\text{m}$ 以下であり、パーライトの平均ラメラ間隔が $0.10\mu\text{m}$ 以上 $0.25\mu\text{m}$ 以下であるミクロ組織と、
を有する、熱間鍛造材。

[0019] [5] 上記[1]～[3]のいずれか一項に記載の熱間鍛造用非調質鋼を、
、 1200°C 以上 1300°C 以下に加熱する工程と、

その後、 1050°C 以上の仕上げ温度にて前記熱間鍛造用非調質鋼を熱間鍛造して、熱間鍛造材を得る工程と、

その後、前記熱間鍛造材を $0.80^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下の冷却速度で冷却する工程と、

を有し、請求項[4]に記載の熱間鍛造材を製造する、熱間鍛造材の製造方法。

発明の効果

[0020] 本発明の熱間鍛造用非調質鋼を用いることによって、表面に肌荒れがなく、引張特性、衝撃特性、回転曲げ疲労特性、及び低歪域におけるくり返し応力負荷による変形特性のいずれにも優れた熱間鍛造材を得ることができる。
また、本発明の熱間鍛造材は、表面に肌荒れがなく、引張特性、衝撃特性、回転曲げ疲労特性、及び低歪域におけるくり返し応力負荷による変形特性のいずれにも優れる。また、本発明の熱間鍛造材の製造方法によれば、一般に使用されている熱間鍛造設備を用いて、上記のような優れた特性を有する熱間鍛造材を製造することが可能である。

発明を実施するための形態

[0021] (熱間鍛造用非調質鋼)

本発明の一実施形態による熱間鍛造用非調質鋼は、所定の成分組成を有することが肝要である。以下、成分組成における各元素の含有量の限定理由について説明する。なお、以下の説明において、「%」表示は特に断らない限

り「質量%」を意味する。

[0022] C : 0.25%以上0.37%以下

所望の強度を確保するために、C含有量は0.25%以上とし、好ましくは0.27%とする。他方で、C含有量が0.37%を超えると、ミクロ組織におけるベイナイト組織が増加し、低歪域での耐力が低下する。あるいは、靱性が低下して、衝撃特性が劣化する。このため、C含有量は0.37%以下とし、好ましくは0.35%以下とする。

[0023] Si : 0.50%以上1.00%以下

所定のミクロ組織及び靱性を得るために、Si含有量は0.50%以上とし、好ましくは0.55%以上とする。他方で、Si含有量が1.00%を超えると、靱性が低下して、衝撃特性が劣化する。あるいは、熱間鍛造時の変形抵抗が高まり金型の寿命を低下させる。このため、Si含有量は1.00%以下とし、好ましくは0.90%以下とする。

[0024] Mn : 1.45%以上2.20%以下

Mnは、固溶強化によって強度を向上させる元素である。所望の強度及び靱性を確保するためには、Mn含有量は1.45%以上とし、好ましくは1.48%以上とする。他方で、Mn含有量が2.20%を超えると、ミクロ組織中にベイナイトが含まれるようになり、耐力が低下する結果、くり返し応力負荷時の変形量が大きくなり、疲労強度も低下する。また、靱性が低下して、衝撃特性が劣化する。このため、Mn含有量は2.20%以下とし、好ましくは2.00%以下とする。

[0025] P : 0.005%以上0.030%以下

Pは、固溶強化によってフェライトの強化に寄与するが、同時に粒界にも偏析して粒界を脆化し、靱性を低下させる。この靱性の低下を抑制するためには、P含有量を0.030%以下とし、好ましくは0.027%以下とする。他方で、P含有量の過剰な低下は、製造コストを大幅に増加させるため、P含有量は0.005%以上とする。

[0026] S : 0.030%以上0.080%以下

Sは、被削性及び靱性を向上させる元素であり、その効果を得るためには、S含有量を0.030%以上とし、好ましくは0.035%以上とする。他方で、S含有量が0.080%を超えると、MnS介在物が多量となって、靱性を低下させたり、疲労破壊の進行を早めて疲労強度の低下を招いたりする。このため、S含有量は0.080%以下とし、好ましくは0.070%以下とする。

[0027] Al : 0.015%以上0.050%以下

Alは、脱酸元素として必要であり、その効果を得るためには、Al含有量を0.015%以上とする。他方で、Alの過剰な添加は、アルミナ介在物を増加させて、靱性及び疲労強度を低下させる。このため、Al含有量は0.050%以下とする。

[0028] Ni : 0.03%以下

Niは、熱間鍛造前の加熱によって鋼の表面を不均一に酸化させ、肌荒れと呼ばれる表面不良を引き起こす。よって、Ni含有量は0.03%以下に制限し、好ましくは0.02%以下とする。Ni含有量の下限は特に限定されず、N含有量は0.00%以上であり得る。

[0029] Cr : 0.01%以上0.20%以下

Crは、強度を向上させる効果があり、その効果を得るには、Cr含有量を0.01%以上とし、好ましくは0.02%以上とする。他方で、Cr含有量が0.20%を超えると、靱性が低下して、衝撃特性が劣化する。このため、Cr含有量は0.20%以下とし、好ましくは0.15%以下とする。

[0030] V : 0.10%以上0.25%以下

Vは、フェライト内に炭化物及び炭窒化物を析出してフェライトを強化する。この効果を得るため、V含有量は0.10%以上とし、好ましくは0.11%以上とする。他方で、V含有量が0.25%を超えると、析出物が多量となりフェライトの靱性が低下して、衝撃特性が劣化する。このため、V含有量は0.25%以下とし、好ましくは0.19%以下とする。

[0031] B : 0.0003%以下

Bは、粒界に偏析しフェライト変態を抑制することで焼入れ性を高める元素である。この効果を得るため、B含有量は0.0001%以上とすることが好ましい。他方で、B含有量が0.0003%を超えると、ベイナイト組織の生成が促進され、靱性及び疲労強度が低下するため、B含有量が0.0003%以下とする。

[0032] N : 0.0030%以上0.0200%以下

Nは、Vと結合し窒化物又は炭窒化物を形成してフェライトを析出強化する。N含有量が0.0030%未満では、析出強化量が不足して、低歪域での耐力が低くなる結果、回転曲げ疲労強度が低く、かつ、くり返し応力による変形量が大きくなる。このため、N含有量は0.0030%以上とし、好ましくは0.0040%以上である。他方で、N含有量が0.0200%を超えると、この効果が飽和する一方で靱性に悪影響を与える。このため、N含有量は0.0200%以下とし、好ましくは0.0150%以下とする。

[0033] Ceq : 0.62以上0.72以下

$$Ceq = C + Si / 24 + Mn / 6 + Ni / 40 + Cr / 5 + Mo / 4 + V / 14 \quad \cdots (1)$$

ただし、式(1)中の元素記号は、当該元素の含有量(質量%)を示す。

Ceqは、鋼の焼入れ性と相関する指標である。所定の強度を得るためには、Ceqは0.62以上とし、好ましくは0.63以上とする。他方で、Ceqが0.72を超えると、ベイナイト組織が生成し、靱性及び疲労強度が低下する。このため、Ceqは0.72以下とし、好ましくは0.71以下である。

[0034] α : 4.4以上6.2以下

$$\alpha = 2.7Mn + 4.6Cr + V \quad \cdots (2)$$

ただし、式(2)中の元素記号は、当該元素の含有量(質量%)を示す。

α は、0.05%の歪量における耐力と相関する指標であり、 α が4.4未満の場合、低歪域での耐力が低下して、疲労強度が低くなる。このため、

α は4.4以上とする。他方で、 α が6.2を超えると、ベイナイト組織が発生しやすくなり、同様に耐力が低下して、くり返し応力による変形が早期に起こる。よって、 α は6.2以下とする。

[0035] β : 20.0以上60.0以下

$$\beta = \text{Mn} / \text{S} \quad \cdots (3)$$

ただし、式(3)中の元素記号は、当該元素の含有量(質量%)を示す。

MnとSは、鋼中にてMnSを形成し、 γ 粒を微細化させ、MnSがフェライト変態の核になることで、靱性向上に寄与する。この効果を得るには、Mn含有量とS含有量の比である β を20.0以上60.0以下に制御する必要がある。 β は、好ましくは20.0以上55.0以下、より好ましくは20.0以上50.0以下である。

[0036] 以上、本実施形態による熱間鍛造用非調質鋼の成分組成における基本成分について説明したが、当該成分組成には、Cu、Mo、Nb、Ti、Sb、Pb、Ca、Mg、Bi、及びSnからなる群から選択される1種以上を含有させることができる。なお、これらの元素は任意元素であるため、各元素の含有量の下限は特に限定されない。すなわち、各元素の含有量は0%であってもよく、0%超えであってもよいことは勿論である。

[0037] Cu : 0.05%以下

Cuは、強度を向上させるために含有させてもよい。この効果を得るため、Cu含有量は0.01%以上とすることが好ましい。しかし、Cuは、熱間鍛造後の鋼材表面のスケール剥離性に影響を及ぼす。Cu含有量が0.05%を超えると、スケールが付着したままの部分が残りやすく、その後の機械加工の工具寿命や部品精度に影響を及ぼす場合もある。このため、Cuを添加する場合、Cu含有量は0.05%以下とする。

[0038] Mo : 0.08%以下

Moは、強度を向上させるために含有させてもよい。この効果を得るため、Mo含有量は0.01%以上とすることが好ましい。しかし、Mo含有量が0.08%を超えると、ベイナイト組織が多く生成して、耐力が低下し、

くり返し応力による変形量が大きくなる。このため、Moを添加する場合、Mo含有量は0.08%以下とする。

[0039] Nb : 0.040%以下

Nbは、鋼の焼入れ性を高めるために含有させてもよい。この効果を得るため、Nb含有量は0.001%以上とすることが好ましい。しかし、Nb含有量が0.040%を超えると、ベイナイト組織が生成し、疲労強度が低下する。このため、Nbを添加する場合、Nb含有量は0.040%以下とする。

[0040] Ti : 0.025%以下

Tiは、組織を微細にして衝撃特性を高める効果がある。この効果を得るため、Ti含有量は0.001%以上とすることが好ましい。他方で、Ti含有量が0.025%を超えると、靱性が低下して、衝撃特性が劣化するため、Tiを添加する場合、Ti含有量は0.025%以下とする。

[0041] Sb : 0.0100%以下

Sbは、表面の脱炭を抑制し、疲労強度を高める効果がある。その効果を得るため、Sb含有量は0.0010%以上とすることが好ましく、0.0015%以上とすることがより好ましい。他方で、Sb含有量が0.0100%を超えると、靱性が低下して、衝撃特性が劣化するため、Sbを添加する場合、Sb含有量は0.0100%以下とする。

[0042] Pb : 0.30%以下

Pbは被削性を向上させる効果がある。この効果を得たい場合、Pb含有量を0.01%以上とすることが好ましく、0.05%以上とすることがより好ましい。他方で、Pb含有量が0.30%を超えると、靱性が低下して、衝撃特性が劣化するため、Pbを添加する場合、Pb含有量は0.30%以下とする。

[0043] Ca : 0.0050%以下

Caは被削性を向上させる効果がある。この効果を得たい場合、Ca含有量を0.0001%以上とすることが好ましく、0.0005%以上とする

ことがより好ましい。他方で、C a含有量が0.0050%を超えると、靱性が低下して、衝撃特性が劣化するため、C aを添加する場合、C a含有量は0.0050%以下とする。

[0044] Mg : 0.0050%以下

Mgは被削性を向上させる効果がある。この効果を得たい場合、Mg含有量を0.0001%以上とすることが好ましく、0.0005%以上とすることがより好ましい。他方で、Mg含有量が0.0050%を超えると、靱性が低下して、衝撃特性が劣化するため、Mgを添加する場合、Mg含有量は0.0050%以下とする。

[0045] Bi : 0.30%以下

Biは被削性を向上させる効果がある。この効果を得たい場合、Bi含有量を0.01%以上とすることが好ましく、0.05%以上とすることがより好ましい。他方で、Bi含有量が0.30%を超えると、靱性が低下して、衝撃特性が劣化するため、Biを添加する場合、Bi含有量は0.30%以下とする。

[0046] Sn : 0.030%以下

Snは、表面の脱炭を抑制し、疲労強度を高める効果がある。その効果を得るため、Sn含有量は0.0010%以上とすることが好ましい。他方で、Sn含有量が0.030%を超えると、靱性が低下して、衝撃特性が劣化するため、Snを添加する場合、Sn含有量は0.030%以下とする。

[0047] 本実施形態による熱間鍛造用非調質鋼の成分組成の残部は、Fe及び不可避免的不純物からなる。なお、各元素の含有量は、スパーク放電発光分光分析法、蛍光X線分析法、ICP発光分光分析法、ICP質量分析法、燃焼法等により求めることができる。

[0048] (熱間鍛造材)

本発明の一実施形態による熱間鍛造材は、上記の成分組成を有する熱間鍛造用非調質鋼に熱間鍛造を施すことによって製造される。すなわち、熱間鍛造材の成分組成は、上記の成分組成と同じである。そして、本実施形態によ

る熱間鍛造材は、以下のミクロ組織を有する。すなわち、本実施形態による熱間鍛造材のミクロ組織は、フェライト及びパーライトを主体し、ベイナイト組織分率を抑制した組織とする。なお、以下に示すミクロ組織は、熱間鍛造用非調質鋼の成分組成（主として式（１）と式（２）の制御）と熱間鍛造条件との組み合わせにより達成できる。

[0049] フェライト及びパーライトの面積率の合計：９０％以上

フェライト及びパーライトの面積率の合計が９０％を下回ると、ベイナイト分率が増加し、強度及び疲労強度が低下する。よって、フェライト及びパーライトの面積率の合計は９０％以上であり、好ましくは９２％以上であり、１００％でよいのは勿論である。なお、フェライト及びパーライト以外の残部は、ベイナイトからなる。フェライト及びパーライトの面積率の合計の測定方法は、実施例の欄にて後記する。

[0050] 粒界フェライトの面積率：１０％以上３５％以下

粒界フェライトとは、熱間鍛造後の冷却中の変態初期に旧オーステナイト粒界から生成する、ポリゴナル状のフェライト結晶粒である。この粒界フェライトの面積率が１０％を下回ると、熱間鍛造材における靱性が低下するため、粒界フェライトの面積率は１０％以上とする。他方で、粒界フェライトの面積率が３５％を超えると、熱間鍛造材の強度が低下するため、粒界フェライトの面積率は３５％以下とする。粒界フェライトの面積率の測定方法は、実施例の欄にて後記する。

[0051] 粒界フェライトの平均粒径：２μm以上２０μm以下

粒界フェライトの平均粒径が２μm未満では、強度が高くなり過ぎて靱性に悪影響を与えることになる。このため、粒界フェライトの平均粒径は２μm以上とする。他方で、粒界フェライトの平均粒径が２０μm超えでは、靱性が低下するため、粒界フェライトの平均粒径は２０μm以下とする。粒界フェライトの平均粒径の測定方法は、実施例の欄にて後記する。

[0052] 粒界フェライト及びパーライトブロックの平均サイズ：５．０μm以下

パーライトブロックとは、パーライトを構成する層状フェライトの結晶方

位が同一である領域のことである。粒界フェライト及びパーライトブロックは、靱性評価試験において亀裂の進展抵抗として同一の影響を示すことから、粒界フェライト及びパーライトブロックの平均サイズを靱性評価の指標として用いた。この平均サイズを $5.0\mu\text{m}$ 以下とすれば、靱性に優れるものとなる。平均サイズが小さいほど靱性に優れるため、平均サイズの下限は特に限定されないが、本実施形態において、平均サイズは $2.0\mu\text{m}$ 以上であり得る。粒界フェライト及びパーライトブロックの平均サイズの測定方法は、実施例の欄にて後記する。

[0053] パーライトの平均ラメラ間隔： $0.10\mu\text{m}$ 以上 $0.25\mu\text{m}$ 以下

パーライトの平均ラメラ間隔が $0.10\mu\text{m}$ 未満では、強度が高くなりすぎ靱性が低下する。このため、パーライトの平均ラメラ間隔は $0.10\mu\text{m}$ 以上とする。また、所定の強度を達成するため、パーライトの平均ラメラ間隔は $0.25\mu\text{m}$ 以下とする。パーライトの平均ラメラ間隔の測定方法は、実施例の欄にて後記する。

[0054] (熱間鍛造用非調質鋼の製造方法)

本発明の一実施形態による熱間鍛造用非調質鋼の好適な製造方法について説明する。上記成分組成を有する溶鋼を、通常の転炉又は電気炉等を用いて溶製し、通常の連続鑄造又は分塊法により鋼素材とする。この鋼素材を、必要に応じて、加熱し、鋼片圧延、棒線圧延等の熱間圧延により棒鋼（熱間鍛造用非調質鋼）とする。上記の加熱及び圧延の条件は特に限定されないが、要求される材質に応じて適宜決定すればよい。例えば、その後の鍛造及び機械加工等に有利となるように、組織制御を行ってもよい。

[0055] (熱間鍛造材の製造方法)

本発明の一実施形態による熱間鍛造材の製造方法は、上記本発明の一実施形態による熱間鍛造用非調質鋼を所定温度に加熱する工程と、その後、所定の仕上げ温度にて熱間鍛造用非調質鋼を熱間鍛造して、熱間鍛造材を得る工程と、その後、熱間鍛造材を所定の冷却速度で冷却する工程と、を有する。

[0056] 熱間鍛造前の加熱温度： 1200°C 以上 1300°C 以下

熱間鍛造前の加熱温度が 1200°C より低い場合、Ti析出物を再固溶させられず、粗大なTi析出物が残存して鍛造金型寿命の低下を招く。このため、熱間鍛造前の加熱温度 1200°C 以上とする。他方で、熱間鍛造前の加熱温度が 1300°C を超えると、熱間鍛造材の組織が粗大となり、焼入れ性が高まることでベイナイト組織分率が多くなり、降伏応力が低下する。また、熱間鍛造材として必要な靱性を満足することが困難となる。このため、熱間鍛造前の加熱温度は 1300°C 以下とする。

[0057] 熱間鍛造の仕上げ温度： 1050°C 以上

熱間鍛造の仕上げ温度が 1050°C 未満の場合、鍛造中の変形抵抗が高くなり、鍛造金型の寿命が急激に低下するようになる。このため、熱間鍛造の仕上温度は 1050°C 以上とする。なお、熱間鍛造の仕上温度の上限は特に限定されないが、靱性向上の観点から、熱間鍛造の仕上げ温度は 1200°C 以下とすることが好ましい。

[0058] 熱間鍛造後の冷却速度： $0.80^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下

熱間鍛造後の冷却速度が $0.80^{\circ}\text{C}/\text{s}$ を超える場合、組織中にベイナイトが混在するようになり、靱性及び低歪域の耐力が極端に低下する。このため、熱間鍛造後の冷却速度は $0.80^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下とする。熱間鍛造後の冷却速度の下限は特に限定されないが、靱性向上の観点から、熱間鍛造後の冷却速度は $0.05^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上とすることが好ましい。

[0059] 本発明の一実施形態による熱間鍛造材の製造方法により、上記の成分組成及びミクロ組織を有する熱間鍛造材を得ることができる。すなわち、表面に肌荒れがなく、引張特性、衝撃特性、回転曲げ疲労特性、及び低歪域におけるくり返し応力負荷による変形特性のいずれにも優れた熱間鍛造材を製造することができる。

[0060] 本実施形態による熱間鍛造材を機械加工すると、曲げ疲労強度が高く、くり返し応力に対して変形量の少ない熱間鍛造部品を得ることができる。機械加工により部品形状とした後、さらに冷間加工、高周波焼入れ・焼戻し、ショットピーニング、軟窒化処理、及び浸炭焼入れ・焼戻しのいずれか1種又

は2種以上を行ってもよい。

実施例

[0061] 表1に示す元素を含み、残部がFe及び不可避免の不純物からなる成分組成を有するインゴットを、熱間圧延により直径：35mmの丸棒とし、さらに、表2に示す条件に従って加熱後、直径：25mmに熱間鍛造し、冷却して熱間鍛造材を得た。表2に、熱間鍛造前の加熱温度、熱間鍛造の仕上温度、及び熱間鍛造後の冷却速度を示す。得られた熱間鍛造材の供試材を以下のミクロ組織観察と各種特性試験に供した。

[0062] [ミクロ組織観察]

供試材の任意の断面を切断採取し、ナイトール腐食後、光学顕微鏡により倍率：200倍で観察された4視野において、フェライト及びパーライトの面積率の合計と、粒界フェライト面積率と、を求め、4視野での平均値を本発明における「フェライト及びパーライトの面積率の合計」及び「粒界フェライト面積率」とした。また、4視野の全ての粒界フェライトの円相当径を求め、その平均値を本発明における「粒界フェライトの平均粒径」とした。

また、供試材の任意の断面を切断採取し、鏡面研磨後に、当該断面をEBSP (Electron Back Scattering Pattern) の測定に供した。視野200 μ m四方の領域に対し、ピッチ0.2 μ mで電子線を走査し、附属するソフトウェアで粒界フェライト及びパーライトブロックを特定し、特定された粒界フェライト及びパーライトブロックの円相当径の平均値を、本発明における「粒界フェライト及びパーライトブロックの平均サイズ」とした。

さらに、供試材の任意の断面を切断採取し、ナイトール腐食後、SEM (Scanning Electron Microscope) を用いて、倍率5000倍でパーライトラメラが最も狭い場所を観察し、ラメラ10本の平均間隔を本発明における「パーライトの平均ラメラ間隔」とした。

[0063] [肌荒れ有無]

供試材表面の肌荒れの有無は、供試材表面の外観から判断した。肌荒れ無しが合格、肌荒れ有りが不合格である。結果を表2に示す。

[0064] [引張特性]

供試材の中心部から J I S 4 号引張試験片を採取し、J I S Z 2241 : 2022 に準拠して、耐力及び引張強さを求めた。ここで、耐力は歪量が 0.05 % の場合と 0.2 % の場合で測定した。0.05 % 耐力が 650 N/mm^2 以上、0.2 % 耐力が 680 N/mm^2 以上、かつ、引張強さが 900 N/mm^2 以上である場合に、引張特性を合格と判断し、それ以外の場合には引張特性を不合格と判断する。結果を表 2 に示す。

[0065] [シャルピー衝撃特性]

各例の供試材から 3 本の U ノッチシャルピー試験片を採取し、J I S Z 2242 : 2018 に準拠するシャルピー衝撃試験を -50°C で行い、衝撃値の平均を求めた。 -50°C の平均の衝撃値が 25 J/cm^2 以上である場合に、衝撃特性を合格と判断し、 25 J/cm^2 未満である場合に不合格と判断した。結果を表 2 に示す。

[0066] [回転曲げ疲労特性]

回転曲げ疲労試験は、上記の肌荒れ、引張特性、及び衝撃特性の全てが合格である例について実施した。肌荒れ、引張特性、及び衝撃特性のいずれかが不合格の例については、一部を除いて、回転曲げ疲労試験は省略した。

供試材から平行部の直径 8 mm の小野式回転曲げ疲労試験片を採取して、回転曲げ疲労試験を行った。負荷回数 10^7 回での応力値を疲労限とした。負荷回数 10^7 回での疲労限が 500 N/mm^2 以上である場合に、曲げ疲労特性を合格と判断し、 500 N/mm^2 未満である場合に不合格と判断した。結果を表 2 に示す。

[0067] [くり返し応力負荷による変形特性]

くり返し応力負荷試験は、曲げ疲労特性が合格である例のみに対して実施した。引張試験片に 5 トンの引張荷重を加えた後に取り除く作業をくり返して行い、変形量が 0.5 mm になるまでの回数を調査した。この試験は、0.2 % より小さい低歪域でくり返し応力を負荷するものである。なお、くり返し回数は 100 回までとした。変形量が 0.5 mm になるまでの回数が 8

0回以上である場合に、低歪域におけるくり返し応力負荷による変形特性を合格と判断し、80回未満の場合に不合格と判断した。結果を表2に示す。

[0068]

[表1]

鋼 No.		成分組成 (質量%)																							区分	
		C	Si	Mn	P	S	Al	Ni	Cr	V	B	N	Cu	Mo	Nb	Ti	Sb	Pb	Ca	Mg	Bi	Sn	Qeq	α		
A	0.35	0.59	1.82	0.011	0.054	0.032	0.02	0.05	0.13	0.0002	0.0063	0.03					0.0022						0.70	5.3	33.7	発明例
B	0.32	0.55	1.70	0.022	0.052	0.034	0.00	0.03	0.11	0.0001	0.0053					0.009							0.64	4.8	32.7	発明例
C	0.27	0.86	1.88	0.010	0.061	0.038	0.02	0.04	0.14	0.0001	0.0075		0.02										0.64	5.4	30.8	発明例
D	0.30	0.86	1.97	0.015	0.067	0.015	0.01	0.03	0.17	0.0002	0.0047			0.012									0.68	5.6	29.4	発明例
E	0.33	0.77	1.96	0.009	0.069	0.023	0.02	0.08	0.18	0.0002	0.0064												0.72	5.8	28.4	発明例
F	0.35	0.80	1.79	0.008	0.080	0.042	0.01	0.05	0.14	0.0001	0.0072	0.04				0.012							0.70	5.2	22.4	発明例
G	0.32	0.89	1.83	0.015	0.074	0.028	0.02	0.05	0.17	0.0002	0.0071	0.03								0.0016			0.68	5.3	24.7	発明例
H	0.34	0.81	1.73	0.012	0.042	0.016	0.01	0.07	0.16	0.0002	0.0089							0.12					0.69	5.2	41.2	発明例
I	0.34	0.57	1.91	0.012	0.061	0.021	0.01	0.05	0.14	0.0002	0.0098								0.0012				0.70	5.5	31.3	発明例
J	0.33	0.94	1.82	0.014	0.044	0.031	0.03	0.03	0.12	0.0002	0.0046	0.02				0.011		0.08					0.69	5.2	41.4	発明例
K	0.35	0.74	1.91	0.016	0.040	0.050	0.02	0.02	0.20	0.0002	0.0046												0.72	5.4	47.8	発明例
L	0.22	0.59	1.98	0.008	0.050	0.030	0.02	0.18	0.19	0.0002	0.0041		0.05				0.0027						0.64	6.4	39.6	比較例
M	0.39	0.57	1.67	0.023	0.066	0.030	0.02	0.04	0.20	0.0001	0.0064					0.013							0.71	4.9	25.3	比較例
N	0.32	0.39	1.88	0.013	0.069	0.038	0.01	0.06	0.19	0.0002	0.0073	0.04											0.68	5.5	27.2	比較例
O	0.28	0.25	1.66	0.027	0.076	0.044	0.02	0.02	0.17	0.0001	0.0052		0.04				0.0019						0.64	4.7	21.8	比較例
P	0.35	0.96	1.27	0.013	0.049	0.038	0.01	0.17	0.19	0.0002	0.0052												0.65	4.4	25.9	比較例
Q	0.25	0.55	2.34	0.013	0.067	0.050	0.01	0.02	0.15	0.0002	0.0066					0.015							0.68	6.6	34.9	比較例
R	0.33	0.80	1.85	0.032	0.051	0.042	0.02	0.07	0.15	0.0001	0.0057		0.05										0.71	5.5	36.3	比較例
S	0.36	0.72	1.80	0.009	0.017	0.050	0.01	0.01	0.15	0.0002	0.0084	0.03											0.67	4.5	34.1	比較例
T	0.29	0.60	1.75	0.026	0.057	0.030	0.03	0.01	0.18	0.0001	0.0057					0.0022	0.12						0.62	5.0	18.0	比較例
U	0.32	0.61	1.91	0.021	0.056	0.034	0.02	0.02	0.12	0.0002	0.0097			0.017	0.016								0.68	5.4	34.1	比較例
V	0.32	0.67	1.91	0.017	0.040	0.016	0.15	0.04	0.17	0.0001	0.0052	0.02							0.0016				0.69	5.5	47.8	比較例
W	0.31	0.52	1.55	0.027	0.073	0.050	0.02	0.58	0.12	0.0001	0.0076										0.16		0.72	7.0	21.2	比較例
X	0.29	0.71	1.68	0.013	0.056	0.037	0.01	0.08	0.07	0.0002	0.0079		0.06										0.64	5.0	30.2	比較例
Y	0.33	0.65	1.78	0.026	0.075	0.022	0.02	0.19	0.32	0.0002	0.0080												0.72	6.0	23.7	比較例
Z	0.35	0.57	1.82	0.025	0.044	0.028	0.01	0.08	0.18	0.0013	0.0091	0.01											0.71	5.5	41.4	比較例
AA	0.35	0.63	1.84	0.024	0.077	0.039	0.02	0.07	0.18	0.0002	0.0023					0.012							0.71	5.5	23.9	比較例
AB	0.31	0.97	1.96	0.022	0.043	0.021	0.01	0.02	0.19	0.0002	0.0218			0.014									0.69	5.6	45.6	比較例
AC	0.38	0.93	1.78	0.020	0.071	0.031	0.01	0.04	0.12	0.0002	0.0095	0.32					0.22						0.71	5.1	25.1	比較例
AD	0.34	0.67	1.57	0.011	0.041	0.039	0.01	0.04	0.18	0.0002	0.0054		0.25							0.0032			0.71	4.6	38.3	比較例
AE	0.32	0.61	1.87	0.023	0.053	0.047	0.01	0.04	0.20	0.0001	0.0094	0.03		0.054									0.68	5.4	35.3	比較例
AF	0.32	0.69	1.95	0.008	0.046	0.046	0.02	0.02	0.15	0.0002	0.0042					0.034							0.69	5.5	42.4	比較例
AG	0.35	0.89	1.81	0.027	0.071	0.036	0.01	0.03	0.17	0.0002	0.0045						0.0154				0.15		0.71	5.2	25.5	比較例
AH	0.33	0.82	1.51	0.010	0.048	0.032	0.02	0.02	0.14	0.0002	0.0088	0.04						0.42					0.63	4.3	31.5	比較例
AI	0.35	0.85	1.82	0.013	0.057	0.038	0.01	0.02	0.11	0.0001	0.0074								0.0068				0.70	5.1	31.9	比較例
AJ	0.31	0.83	1.93	0.015	0.052	0.035	0.01	0.07	0.20	0.0002	0.0074					0.011				0.0072			0.69	5.7	37.1	比較例
AK	0.34	0.91	1.91	0.016	0.047	0.038	0.02	0.03	0.14	0.0002	0.0056										0.49		0.71	5.4	40.6	比較例
AL	0.27	0.61	1.67	0.009	0.062	0.019	0.02	0.06	0.14	0.0001	0.0086	0.02							0.0023				0.60	4.9	26.9	比較例
AM	0.35	0.87	1.94	0.017	0.077	0.033	0.01	0.16	0.20	0.0001	0.0059						0.0017						0.76	6.2	25.2	比較例
AN	0.33	0.78	1.50	0.010	0.062	0.046	0.02	0.01	0.11	0.0002	0.0086									0.0019			0.62	4.2	24.2	比較例

表 1 (續表)

鋼 No.	成分組成 (質量%)																							区分	
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ni	Cr	V	B	N	Cu	Mo	Nb	Ti	Sb	Pb	Ca	Mg	Bi	Sn	Ceq	α		β
AO	0.28	0.82	1.98	0.010	0.043	0.044	0.02	0.17	0.20	0.0001	0.0053											0.69	6.3	46.0	比較例
AP	0.33	0.62	1.46	0.026	0.078	0.032	0.02	0.13	0.22	0.0001	0.0062	0.02			0.009							0.64	4.8	18.7	比較例
AQ	0.27	0.56	1.98	0.022	0.031	0.029	0.02	0.09	0.23	0.0002	0.0048	0.01										0.66	6.0	63.9	比較例
AR	0.41	0.68	2.01	0.025	0.064	0.025	0.02	0.07	0.22	0.0001	0.0055											0.80	6.0	31.4	比較例
AS	0.32	0.28	1.77	0.022	0.067	0.031	0.02	0.05	0.13	0.0001	0.0067											0.65	5.1	26.4	比較例
AT	0.36	0.92	1.21	0.018	0.039	0.029	0.02	0.04	0.16	0.0002	0.0059											0.62	3.6	31.0	比較例
AU	0.32	0.79	1.69	0.021	0.049	0.022	0.06	0.02	0.17	0.0001	0.0099											0.65	4.8	34.5	比較例
AV	0.36	0.61	1.63	0.022	0.056	0.026	0.01	0.09	0.33	0.0002	0.0084											0.70	5.1	29.1	比較例
AW	0.30	0.93	1.91	0.019	0.052	0.033	0.01	0.08	0.16	0.0001	0.0074											0.68	5.7	36.9	発明例
AX	0.32	0.92	1.86	0.020	0.048	0.025	0.02	0.02	0.11	0.0002	0.0108											0.68	5.2	39.0	発明例
AY	0.29	0.60	2.04	0.018	0.053	0.041	0.03	0.02	0.15	0.0002	0.0066											0.67	5.8	38.5	発明例
AZ	0.23	0.81	2.05	0.021	0.065	0.042	0.02	0.05	0.15	0.0001	0.0080											0.63	5.9	31.7	比較例
BA	0.36	0.85	1.65	0.017	0.056	0.023	0.01	0.02	0.17	0.0001	0.0100											0.69	4.7	29.6	発明例
BB	0.39	0.75	1.65	0.009	0.049	0.036	0.02	0.05	0.16	0.0001	0.0088											0.72	4.8	33.9	比較例
BC	0.35	0.32	1.69	0.011	0.037	0.040	0.03	0.05	0.17	0.0001	0.0072											0.67	5.0	46.1	比較例
BD	0.27	1.35	2.07	0.018	0.063	0.020	0.02	0.07	0.16	0.0001	0.0098											0.70	6.1	32.8	比較例
BE	0.32	0.52	2.12	0.018	0.061	0.031	0.02	0.06	0.15	0.0002	0.0069											0.72	6.1	35.0	発明例
BF	0.27	0.56	2.43	0.018	0.072	0.037	0.01	0.03	0.11	0.0002	0.0088											0.71	6.8	34.0	比較例
BG	0.33	0.60	2.06	0.032	0.065	0.029	0.02	0.04	0.13	0.0003	0.0069											0.71	5.9	31.8	比較例
BH	0.30	0.64	1.75	0.013	0.022	0.028	0.01	0.05	0.15	0.0002	0.0072											0.63	5.1	79.5	比較例
BI	0.29	0.88	1.77	0.013	0.076	0.042	0.02	0.07	0.12	0.0003	0.0097											0.64	5.2	23.3	発明例
BJ	0.28	0.83	2.05	0.016	0.094	0.024	0.03	0.08	0.15	0.0003	0.0096											0.69	6.0	21.8	比較例
BK	0.30	0.71	2.05	0.010	0.048	0.079	0.02	0.06	0.11	0.0001	0.0078											0.70	5.9	42.8	比較例
BL	0.26	0.68	1.89	0.022	0.067	0.026	0.08	0.05	0.17	0.0002	0.0091											0.63	5.5	28.4	比較例
BM	0.32	0.95	1.80	0.010	0.065	0.022	0.02	0.18	0.16	0.0001	0.0103											0.71	5.8	27.9	発明例
BN	0.27	0.81	1.58	0.012	0.060	0.023	0.03	0.29	0.15	0.0002	0.0065											0.64	5.7	26.4	比較例
BO	0.33	0.60	1.83	0.012	0.041	0.022	0.02	0.04	0.23	0.0002	0.0067											0.68	5.4	44.3	発明例
BP	0.29	0.59	1.86	0.021	0.060	0.021	0.02	0.08	0.35	0.0001	0.0071											0.66	5.7	31.1	比較例
BQ	0.31	0.86	1.92	0.017	0.034	0.044	0.02	0.03	0.13	0.0006	0.0078											0.68	5.4	57.1	比較例
BR	0.28	0.84	2.07	0.016	0.039	0.026	0.02	0.07	0.12	0.0002	0.0177											0.69	6.0	53.1	発明例
BS	0.29	0.57	1.84	0.008	0.065	0.046	0.02	0.05	0.12	0.0002	0.0229											0.64	5.3	28.5	比較例
BT	0.27	0.64	1.72	0.009	0.049	0.029	0.02	0.04	0.11	0.0002	0.0087											0.60	5.0	35.2	比較例
BU	0.35	0.58	2.05	0.017	0.037	0.047	0.02	0.08	0.16	0.0002	0.0062											0.74	6.0	55.9	比較例
BV	0.35	0.87	1.48	0.012	0.039	0.034	0.01	0.01	0.11	0.0002	0.0067											0.64	4.2	37.9	比較例
BW	0.35	0.83	1.43	0.017	0.074	0.044	0.01	0.06	0.23	0.0002	0.0089											0.65	4.4	19.3	比較例
BX	0.32	0.94	1.97	0.021	0.036	0.032	0.01	0.02	0.14	0.0001	0.0104											0.70	5.6	54.7	発明例
BY	0.32	0.65	2.07	0.018	0.033	0.024	0.01	0.09	0.10	0.0001	0.0088											0.72	6.1	62.7	比較例
BZ	0.31	0.56	1.81	0.012	0.052	0.045	0.02	0.04	0.14	0.0002	0.0081	0.03									0.002	0.65	5.2	34.9	発明例
CA	0.29	0.75	1.88	0.019	0.045	0.043	0.03	0.04	0.15	0.0002	0.0099		0.03		0.006							0.66	5.4	41.9	比較例

[0069] [表2]

銅 No.	熱間鍛造			ミクロ組織				表面	引張特性			衝撃特性 -50℃ 衝撃値 (J/cm ²)	曲げ疲労特性 疲労限 (N/mm ²)	くり返し 応力負荷 くり返し 回数	区分
	加熱温度 (℃)	仕上げ温度 (℃)	冷却速度 (℃/s)	F+P 面積率 (%)	粗晶F 面積率 (%)	粗晶F 平均粒径 (μm)	粗晶F及びPB 平均サイズ (μm)		0.05% YS (N/mm ²)	0.2% YS (N/mm ²)	引張強さ (N/mm ²)				
A	1228	1053	0.69	98	15	7	3.4	無	760	773	1025	45	500	≥100	発明例
B	1262	1087	0.65	92	18	8	4.0	無	701	711	967	39	540	95	発明例
C	1208	1092	0.63	93	18	17	4.4	無	723	742	956	37	520	≥100	発明例
D	1251	1071	0.53	95	18	11	4.5	無	752	764	1069	44	500	≥100	発明例
E	1220	1124	0.70	91	27	11	4.0	無	812	822	1102	42	500	≥100	発明例
F	1257	1073	0.50	96	19	13	2.9	無	727	744	1051	37	520	87	発明例
G	1243	1122	0.78	94	17	13	4.3	無	799	817	1094	45	530	≥100	発明例
H	1267	1074	0.76	97	18	15	3.5	無	786	797	1086	38	530	84	発明例
I	1254	1091	0.65	93	19	12	2.9	無	750	768	1032	34	520	≥100	発明例
J	1248	1128	0.53	93	13	16	3.5	無	731	746	1037	33	500	≥100	発明例
K	1249	1106	0.77	96	16	8	3.4	無	822	841	1114	45	520	88	発明例
L	1274	1053	0.42	92	37	23	6.2	無	842	875	1088	27	-	-	比較例
M	1232	1090	0.75	72	8	12	3.7	無	838	870	967	22	-	-	比較例
N	1257	1150	0.61	94	27	9	5.2	無	733	748	968	12	-	-	比較例
O	1218	1052	0.50	97	28	21	2.6	無	724	743	1038	19	550	65	比較例
P	1211	1074	0.51	88	21	16	3.7	無	841	869	881	43	550	42	比較例
Q	1244	1098	0.66	87	11	6	5.6	無	839	899	1087	16	-	33	比較例
R	1251	1091	0.53	92	23	13	2.5	無	754	773	1108	20	-	-	比較例
S	1277	1117	0.53	98	18	22	5.9	無	718	729	953	18	-	-	比較例
T	1216	1085	0.55	92	17	15	2.7	無	714	727	965	17	-	-	比較例
U	1206	1060	0.65	92	14	12	3.9	無	735	747	963	19	-	-	比較例
V	1273	1102	0.53	97	17	16	3.3	有	732	747	1042	35	-	-	比較例
W	1239	1088	0.76	89	25	22	5.9	無	841	887	905	21	-	-	比較例
X	1239	1113	0.70	92	20	10	4.3	無	842	855	847	39	460	-	比較例
Y	1268	1160	0.54	100	19	16	3.6	無	775	794	1117	9	-	-	比較例
Z	1252	1085	0.66	55	13	12	4.1	無	823	871	922	45	425	-	比較例
AA	1209	1142	0.53	89	15	13	4.1	無	833	873	912	49	475	-	比較例
AB	1230	1083	0.68	94	25	16	5.3	無	796	813	1154	12	-	-	比較例
AC	1213	1147	0.66	94	15	16	3.9	有	809	823	1167	27	-	-	比較例
AD	1232	1126	0.73	45	21	15	3.9	無	848	889	975	56	-	-	比較例
AE	1229	1160	0.73	52	28	12	4.3	無	854	898	978	47	-	-	比較例
AF	1219	1158	0.52	93	19	17	5.4	無	728	740	1016	23	-	-	比較例
AG	1228	1084	0.75	91	27	12	3.4	無	810	825	1186	21	-	-	比較例
AH	1271	1137	0.60	90	12	6	4.3	無	690	703	924	11	-	-	比較例
AI	1274	1146	0.70	97	14	9	3.7	無	769	783	1087	13	-	-	比較例
AJ	1249	1053	0.70	93	22	11	2.9	無	791	806	1054	16	-	-	比較例
AK	1220	1122	0.66	100	15	11	3.7	無	790	809	1091	12	-	-	比較例
AL	1251	1060	0.79	100	37	23	3.3	無	808	870	790	19	-	-	比較例
AM	1224	1164	0.54	84	26	15	4.2	無	822	848	912	55	-	-	比較例
AN	1262	1170	0.63	100	36	21	3.1	無	846	874	1005	27	-	-	比較例

※F:フェライト、B:ベイナイト、PB:パーライト、P:ブロック、P-パーライト、0.05%YS、0.05%耐力、0.2%YS、0.2%耐力

表2 (続き)

鋼 No.	熱間鍛造			ミクロ組織						表面	引張特性			衝撃特性 -50℃ 衝撃値 (J/cm ²)	曲げ疲労特性 疲労限 (N/mm ²)	くり返し 応力負荷 くり返し 回数	区分
	加熱温度 (℃)	仕上げ温度 (℃)	冷却速度 (℃/s)	F+P 面積率 (%)	粗晶F 面積率 (%)	粗晶F 平均粒径 (μm)	粗晶F及びPB 平均サイズ (μm)	P平均 ラメラ間隔 (μm)	肌荒れ 有無		0.05% YS (N/mm ²)	0.2% YS (N/mm ²)	引張強さ (N/mm ²)				
AQ	1237	1122	0.73	53	13	11	2.9	0.20	無	635	654	905	45	-	-	-	比較例
AP	1289	1182	0.74	91	23	23	5.6	0.16	無	722	756	974	13	-	-	-	比較例
AQ	1291	1176	0.73	90	21	19	4.3	0.18	無	719	741	955	16	-	-	-	比較例
A	1325	1197	0.74	65	6	12	2.3	0.14	有	572	605	1102	15	-	-	-	比較例
A	1226	1088	1.22	34	4	10	2.1	0.13	無	550	592	1117	16	-	-	-	比較例
AR	1216	1125	0.71	32	3	11	2.2	0.13	無	835	897	1221	11	-	-	-	比較例
AS	1231	1069	0.58	100	28	18	3.8	0.20	無	648	688	835	16	-	-	-	比較例
AT	1228	1071	0.62	100	32	22	5.2	0.21	無	823	859	808	23	-	-	-	比較例
AU	1210	1088	0.75	98	15	13	2.9	0.16	有	731	765	951	35	-	-	-	比較例
AV	1219	1067	0.61	99	18	16	2.7	0.15	無	742	784	1023	12	-	-	-	比較例
AW	1266	1067	0.77	91	28	16	4.9	0.21	無	706	724	1003	42	540	≥100	-	発明例
AX	1246	1067	0.45	94	30	16	3.2	0.18	無	715	725	1009	39	520	≥100	-	発明例
AY	1266	1094	0.79	97	26	17	2.7	0.20	無	704	738	991	41	520	≥100	-	発明例
AZ	1239	1056	0.43	98	23	17	2.6	0.19	無	668	672	904	46	-	-	-	比較例
BA	1257	1119	0.41	96	26	12	2.4	0.13	無	748	771	1115	31	500	88	-	発明例
BB	1235	1085	0.55	67	9	10	2.6	0.18	無	729	754	1056	19	-	-	-	比較例
BC	1248	1087	0.70	93	26	12	5.6	0.20	無	690	718	980	20	-	-	-	比較例
BD	1230	1092	0.64	90	12	17	3.5	0.22	無	720	745	1014	21	-	-	-	比較例
BE	1237	1120	0.56	90	13	9	3.7	0.22	無	729	738	1059	33	500	84	-	発明例
BF	1220	1100	0.76	91	12	13	5.3	0.21	無	625	674	1038	17	-	-	-	比較例
BG	1262	1095	0.66	91	11	11	2.9	0.22	無	722	747	1043	18	-	-	-	比較例
BH	1260	1098	0.42	97	25	12	4.0	0.20	無	672	719	923	21	-	-	-	比較例
BI	1232	1078	0.50	90	19	10	3.5	0.21	無	676	717	949	28	500	85	-	発明例
BJ	1213	1080	0.46	92	12	19	4.6	0.21	無	700	737	1006	19	-	-	-	比較例
BK	1280	1089	0.51	92	16	16	2.3	0.18	無	723	748	1025	18	-	-	-	比較例
BL	1268	1111	0.40	93	24	16	4.8	0.18	有	691	706	919	34	-	-	-	比較例
BM	1225	1089	0.52	91	16	17	3.0	0.16	無	710	754	1027	31	520	92	-	発明例
BN	1265	1114	0.74	94	17	8	5.3	0.17	無	679	723	924	20	-	-	-	比較例
BO	1265	1111	0.70	94	18	11	4.1	0.15	無	713	745	998	29	500	90	-	発明例
BP	1243	1078	0.74	95	22	8	4.2	0.15	無	707	716	962	14	-	-	-	比較例
BQ	1218	1084	0.42	88	16	15	4.0	0.16	無	625	668	1088	16	-	-	-	比較例
BR	1278	1119	0.51	98	25	8	4.2	0.22	無	720	740	1010	29	520	94	-	発明例
BS	1271	1085	0.59	97	31	15	4.9	0.17	無	655	719	929	17	-	-	-	比較例
BT	1265	1057	0.57	99	26	15	2.1	0.18	無	649	681	887	39	-	-	-	比較例
BU	1214	1111	0.59	85	9	10	3.4	0.22	無	632	642	1121	15	-	-	-	比較例
BV	1218	1106	0.76	92	18	9	4.5	0.21	無	631	711	920	27	-	-	-	比較例
BW	1266	1087	0.46	98	34	9	5.5	0.13	無	638	668	887	16	-	-	-	比較例
BX	1281	1076	0.60	92	15	12	4.0	0.14	無	726	743	1022	28	500	88	-	発明例
BY	1257	1094	0.63	94	5	10	4.9	0.19	無	749	761	1113	16	-	-	-	比較例
BZ	1273	1090	0.51	96	24	17	4.1	0.15	無	687	713	954	34	520	90	-	発明例
CA	1277	1097	0.76	93	24	10	3.5	0.22	無	702	719	966	23	-	-	-	比較例

※F:フェライト、B:ベイナイト、PB:パーライト、P:パーライト、0.05%YS:0.05%耐力、0.2%YS:0.2%耐力

[0070] 本発明に従う成分組成を有する熱間鍛造用非調質鋼を用い、本発明に従う熱間鍛造条件を採用した場合には、本発明に従うミクロ組織を有する熱間鍛

造材を得ることができ、得られた熱間鍛造材は、表面に肌荒れがなく、引張特性、衝撃特性、回転曲げ疲労特性、及び低歪域におけるくり返し応力負荷による変形特性のいずれにも優れていた。

[0071] これに対して、比較例の熱間鍛造用非調質鋼を用いた場合、又は、熱間鍛造条件が本発明の範囲を外れた場合には、本発明に従う熱間鍛造材を得ることができず、得られた熱間鍛造材は、表面に肌荒れがあるか、引張特性、衝撃特性、回転曲げ疲労特性、及び低歪域におけるくり返し応力負荷による変形特性の少なくとも1つに劣っていた。

産業上の利用可能性

[0072] 本発明の熱間鍛造用非調質鋼及び熱間鍛造材は、自動車、建設機械、及び産業機械に使用される機械構造用部品の素材として好適に用いられる。

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.25%以上0.37%以下、

Si : 0.50%以上1.00%以下、

Mn : 1.45%以上2.20%以下、

P : 0.005%以上0.030%以下、

S : 0.030%以上0.080%以下、

Al : 0.015%以上0.050%以下、

Ni : 0.03%以下、

Cr : 0.01%以上0.20%以下、

V : 0.10%以上0.25%以下、

B : 0.0003%以下、及び

N : 0.0030%以上0.0200%以下

を含有し、以下の式（1）で定義される Ceq が0.62以上0.72以下であり、以下の式（2）で定義される α が4.4以上6.2以下であり、以下の式（3）で定義される β が20.0以上60.0以下であり、残部がFe及び不可避免的不純物からなる成分組成を有する、熱間鍛造用非調質鋼。

$$Ceq = C + Si / 24 + Mn / 6 + Ni / 40 + Cr / 5 + Mo / 4 + V / 14 \quad \dots (1)$$

$$\alpha = 2.7Mn + 4.6Cr + V \quad \dots (2)$$

$$\beta = Mn / S \quad \dots (3)$$

ただし、式（1）～（3）中の元素記号は、当該元素の含有量（質量%）を示す。

[請求項2]

前記成分組成が、質量%で、

Cu : 0.05%以下、

Mo : 0.08%以下、

Nb : 0.040%以下、

T i : 0. 0 2 5 %以下、

S b : 0. 0 1 0 0 %以下、

P b : 0. 3 0 %以下、

C a : 0. 0 0 5 0 %以下、

M g : 0. 0 0 5 0 %以下、及び

B i : 0. 3 0 %以下

からなる群から選択される1種以上をさらに含有する、請求項1に記載の熱間鍛造用非調質鋼。

[請求項3] 前記成分組成が、質量%で、

S n : 0. 0 3 0 %以下

をさらに含有する、請求項1又は2に記載の熱間鍛造用非調質鋼。

[請求項4] 請求項1～3のいずれか一項に記載の成分組成と、

フェライト及びパーライトの面積率の合計が90%以上であり、粒界フェライトの面積率が10%以上35%以下であり、粒界フェライトの平均粒径が $2\mu\text{m}$ 以上 $20\mu\text{m}$ 以下であり、粒界フェライト及びパーライトブロックの平均サイズが $5.0\mu\text{m}$ 以下であり、パーライトの平均ラメラ間隔が $0.10\mu\text{m}$ 以上 $0.25\mu\text{m}$ 以下であるマイクロ組織と、

を有する、熱間鍛造材。

[請求項5] 請求項1～3のいずれか一項に記載の熱間鍛造用非調質鋼を、 1200°C 以上 1300°C 以下に加熱する工程と、

その後、 1050°C 以上の仕上げ温度にて前記熱間鍛造用非調質鋼を熱間鍛造して、熱間鍛造材を得る工程と、

その後、前記熱間鍛造材を $0.80^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下の冷却速度で冷却する工程と、

を有し、請求項4に記載の熱間鍛造材を製造する、熱間鍛造材の製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2023/045559

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER**C22C 38/00**(2006.01)i; **C21D 8/06**(2006.01)i; **C22C 38/60**(2006.01)i

FI: C22C38/00 301Z; C21D8/06 A; C22C38/60

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)

C22C38/00; C21D8/06; 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 1971-2024
 Registered utility model specifications of Japan 1996-2024
 Published registered utility model applications of Japan 1994-2024

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 2018-35417 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 08 March 2018 (2018-03-08)	1-5
A	JP 2010-270346 A (JFE BARS & SHAPES CORP.) 02 December 2010 (2010-12-02)	1-5
A	JP 2010-265506 A (SANYO SPECIAL STEEL CO., LTD.) 25 November 2010 (2010-11-25)	1-5
A	JP 2016-222985 A (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 28 December 2016 (2016-12-28)	1-5
A	JP 2010-242170 A (NIPPON STEEL CORPORATION) 28 October 2010 (2010-10-28)	1-5

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

* Special categories of cited documents:

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

“D” document cited by the applicant in the international application

“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

08 March 2024

Date of mailing of the international search report

19 March 2024

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/JP2023/045559

Patent document cited in search report			Publication date (day/month/year)	Patent family member(s)	Publication date (day/month/year)
JP	2018-35417	A	08 March 2018	(Family: none)	
JP	2010-270346	A	02 December 2010	(Family: none)	
JP	2010-265506	A	25 November 2010	(Family: none)	
JP	2016-222985	A	28 December 2016	(Family: none)	
JP	2010-242170	A	28 October 2010	(Family: none)	

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC）） C22C 38/00(2006.01)i; C21D 8/06(2006.01)i; C22C 38/60(2006.01)i FI: C22C38/00 301Z; C21D8/06 A; C22C38/60		
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）） C22C38/00; C21D8/06; 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 日本国実用新案公報 1922 - 1996年 日本国公開実用新案公報 1971 - 2024年 日本国実用新案登録公報 1996 - 2024年 日本国登録実用新案公報 1994 - 2024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 2018-35417 A（新日鐵住金株式会社）08.03.2018（2018 - 03 - 08）	1-5
A	JP 2010-270346 A（JFE条鋼株式会社）02.12.2010（2010 - 12 - 02）	1-5
A	JP 2010-265506 A（山陽特殊製鋼株式会社）25.11.2010（2010 - 11 - 25）	1-5
A	JP 2016-222985 A（新日鐵住金株式会社）28.12.2016（2016 - 12 - 28）	1-5
A	JP 2010-242170 A（新日本製鐵株式会社）28.10.2010（2010 - 10 - 28）	1-5
☐ C欄の続きにも文献が列挙されている。 ☒ パテントファミリーに関する別紙を参照。		
* 引用文献のカテゴリー “A” 特に関連のある文献ではなく、一般的技术水準を示すもの “D” 国際出願で出願人が先行技術文献として記載した文献 “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 08.03.2024	国際調査報告の発送日 19.03.2024	
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） 川口 由紀子 4K 5798 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/JP2023/045559

引用文献			公表日	パテントファミリー文献	公表日
JP	2018-35417	A	08.03.2018	(ファミリーなし)	
JP	2010-270346	A	02.12.2010	(ファミリーなし)	
JP	2010-265506	A	25.11.2010	(ファミリーなし)	
JP	2016-222985	A	28.12.2016	(ファミリーなし)	
JP	2010-242170	A	28.10.2010	(ファミリーなし)	