

(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
2015 年 9 月 3 日(03.09.2015)



(10) 国際公開番号
WO 2015/129402 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) *C22C 38/58* (2006.01)
C22C 38/38 (2006.01) *C21D 8/06* (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2015/052958
- (22) 国際出願日: 2015 年 2 月 3 日(03.02.2015)
- (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 2014-036210 2014 年 2 月 27 日(27.02.2014) JP
- (71) 出願人: 株式会社神戸製鋼所(KABUSHIKI KAISHA KOBE SEIKO SHO(KOBE STEEL, LTD.))
[JP/JP]; 〒6518585 兵庫県神戸市中央区脇浜海岸通二丁目 2 番 4 号 Hyogo (JP).
- (72) 発明者: 岡本 成朗(OKAMOTO, Nariaki). 新堂陽介(SHINDO, Yosuke).
- (74) 代理人: 植木 久一, 外(UEKI, Kyuichi et al.); 〒5300003 大阪府大阪市北区堂島 2 丁目 1 番 16 号 フジタ東洋紡ビル 9 階 Osaka (JP).

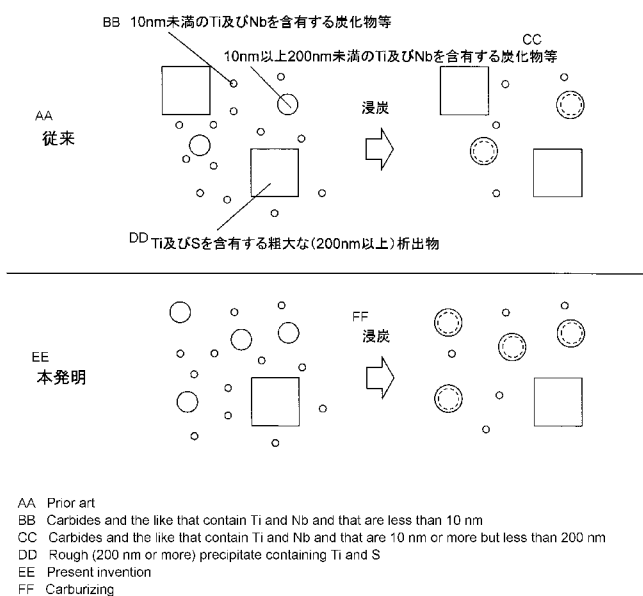
- (81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, KE, KG, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.
- (84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:

— 国際調査報告 (条約第 21 条(3))

(54) Title: CASE-HARDENED STEEL CAPABLE OF MINIMIZING OCCURRENCE OF ABNORMAL GRAINS DURING CARBURIZING, AND MECHANICAL STRUCTURAL COMPONENT USING SAME

(54) 発明の名称: 浸炭処理時の異常粒発生が抑制可能な肌焼鋼及びこれを用いた機械構造部品



(57) Abstract: The purpose of the present invention is to provide a case-hardened steel that is capable of preventing the occurrence of abnormal grains in surface-hardening heat treatments such as carburizing and carbonitriding. This case-hardened steel contains predetermined amounts of C, Si, Mn, P, S, Cr, Al, N, Nb, and Ti and is characterized in that: the density of carbides and carbonitrides that contain Ti and Nb and that have a circle-equivalent diameter of 10 nm or more but less than 200 nm is 10 pieces/ μm^2 or more; the density of carbides and carbonitrides that contain Ti and Nb and that have a circle-equivalent diameter of less than 10 nm is 50 pieces/ μm^2 or more; and the density of precipitates that contain Ti and S and that have a circle-equivalent diameter of 200 nm or more is 0.20 pieces/ μm^2 or less. The case-hardened steel is capable of preventing the occurrence of abnormal grains during carburizing.

(57) 要約: 浸炭処理や浸炭窒化処理等の表面硬化熱処理において、異常粒発生を防止できる肌焼鋼を提供することを目的とする。本発明の肌焼鋼は、C、Si、Mn、P、S、Cr、Al、N、Nb、Tiを所定量含有するとともに、Ti及びNbを含有する円相当径10nm以上200nm未満の炭化物及び炭窒化物の密度が10個/ μm^2 以上であり、Ti及びNb

を含有する円相当径10nm未満の炭化物及び炭窒化物の密度が50個/ μm^2 以上であり、更にTi及びSを含有する円相当径200nm以上の析出物の密度が0.20個/ μm^2 以下であることを特徴とし、浸炭処理時の異常粒発生が抑制できる。

WO 2015/129402 A1

明 細 書

発明の名称：

浸炭処理時の異常粒発生が抑制可能な肌焼鋼及びこれを用いた機械構造部品

技術分野

[0001] 本発明は、自動車等の輸送機器、建設機械、その他の産業機械等において、浸炭処理や浸炭窒化処理（以下、これらをまとめて「浸炭処理」と呼ぶ場合がある）等の表面硬化熱処理をして製造される機械構造部品、及びその素材となる肌焼鋼に関する。より詳細には、浸炭処理時の異常粒発生が抑制可能な肌焼鋼に関する。

背景技術

[0002] 輸送機器、建設機械、その他の産業機械等において、高強度が要求される機械構造部品の素材には、JIS規格で定められたSCr、SCM、SNCM等の機械構造用合金鋼鋼材いわゆる、肌焼鋼が使用されるのが一般的である。この肌焼鋼を、鍛造や切削等の機械加工により所望の部品形状に成形した後、浸炭処理や浸炭窒化処理等の表面硬化熱処理を施し、その後研磨等を行うことによって機械構造部品が製造される。

[0003] 上記のような表面硬化熱処理においては、製造時のリードタイムを短縮するため、高温化を図ることによって、熱処理時間の短縮化等が行われている。しかしながら、表面硬化熱処理を高温化すると、機械構造部品の結晶粒が粗大化し、機械的特性が劣化するという問題が生じる。

[0004] このような結晶粒粗大化を防止する技術として、例えば特許文献1、2が提案されている。これらの技術では、特許文献1に開示されるようなNbおよびTiを含む複合窒化物や、特許文献2に開示されるようなNb及び／又はTi含有析出物を鋼中に分散させることによってピンニング効果を発揮させ、結晶粒の粗大化を防止している。

先行技術文献

特許文献

[0005] 特許文献1：特開2007-162128号公報

特許文献2：特開2007-321211号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0006] これまで提案されている技術のように、析出物によるピンニング効果を利用した結晶粒粗大化防止技術では、10nm以上の微細な析出物を利用していると考えられる。しかしながら、本発明者らが調査したところ、これまで提案されてきたピンニング効果を利用した技術では、近年の高温化する浸炭条件においては析出物密度が不足し、部分的に結晶粒が粗大化して異常粒が発生することが判明した。

[0007] 本発明は上記のような事情に鑑みてなされたものであり、その目的は、浸炭処理や浸炭窒化処理等の表面硬化熱処理において、異常粒発生を防止できる肌焼鋼及びこれを用いた機械構造部品を提供することにある。

課題を解決するための手段

[0008] 上記課題を達成した本発明の肌焼鋼は、

質量％で、

C : 0.10～0.30％、

Si : 0.01～0.50％、

Mn : 0.80～2.00％、

P : 0％超、0.030％以下、

S : 0％超、0.030％以下、

Cr : 0.50～1.50％、

Al : 0.01～0.10％、

N : 0.0010～0.010％、

Nb : 0.040～0.150％、

Ti : 0.040～0.150％

を含有し、残部が鉄及び不可避不純物であって、

Ti及びNbを含有する円相当径10nm以上200nm未満の炭化物及び炭窒化物の密度が10個/ μm^2 以上であり、

Ti及びNbを含有する円相当径10nm未満の炭化物及び炭窒化物の密度が50個/ μm^2 以上であり、更に

Ti及びSを含有する円相当径200nm以上の析出物の密度が0.20個/ μm^2 以下であることを特徴とし、浸炭処理時の異常粒発生が抑制可能である。

[0009] 本発明の肌焼鋼は、必要に応じて更に質量%で以下の(a)、(b)のいずれかに属する1種以上を含有することが好ましい。

(a) Mo: 0%超、2.0%以下

(b) Cu: 0%超、0.10%以下及びNi: 0%超、3.0%以下よりなる群から選択される1種以上

[0010] 本発明は、上記したいずれかの肌焼鋼を用いて得られた、表面が浸炭処理されている機械構造部品であって、浸炭層の旧オーステナイト粒度番号の最小値が6.0以上である機械構造部品も包含する。

発明の効果

[0011] 本発明によれば、化学組成を適切に調整し、Ti及びNbを含有する炭化物及び炭窒化物のうち、円相当径10nm以上200nm未満のもの、及び円相当径10nm未満のものをそれぞれ所定量以上確保するとともに、Ti及びSを含有する所定の大きさの析出物の密度を抑制しているため、浸炭処理時の異常粒発生を防止できる。

図面の簡単な説明

[0012] [図1]図1は、浸炭処理前後の析出物の挙動の概念を示した模式図である。

[図2]図2は、浸炭処理時の熱処理パターンを示した模式図である。

発明を実施するための形態

[0013] 上述した特許文献1、2に開示されるように、Ti、Nbを含有する微細析出物は結晶粒粗大化防止に有効であるが、その密度が不足すると、不足し

た部分で結晶粒の粗大化が生じ、異常粒が発生した状態となる。特に近年の浸炭温度の高温化により、従来までに提案されてきた微細析出物によるピンニング効果では、異常粒発生を十分に抑制することができなかった。

[0014] そこで、本発明者らは、微細析出物が異常粒発生に与える影響を検討し、異常粒発生を抑制できる微細析出物の析出状態について鋭意研究を重ねた。その結果、(i) 微細析出物のうち、結晶粒の粗大化を防止して異常粒発生を抑制するのに最も有効であるのは、Ti及びNbを含有する炭化物及び炭窒化物（以下、「(Ti、Nb)炭化物等」と呼ぶ場合がある。）のうち、サイズが10nm以上200nm未満のものであること、また前記した(i)の炭化物等を所定量確保するためには、(ii) Ti及びSを含有する粗大な析出物（以下、「粗大な(Ti、S)析出物」と呼ぶ場合がある。）を抑制することが重要であることが判明した。更に、浸炭処理時に前記した(i)の炭化物等がマトリックス中に固溶することなく、有効にピンニング効果を発揮して異常粒発生を抑制するためには、(iii) (Ti、Nb)炭化物等のうち、サイズが10nm未満であるものを所定量確保する必要があることも明らかになった。なお、本明細書において、炭化物等及び析出物のサイズは全て円相当径を意味する。

[0015] 本発明者らは、浸炭処理時における異常粒発生が起こる原因について、図1のように考えた。図1は、浸炭処理前後の析出物の挙動の概念を示した模式図である。

[0016] TiとSは結合して析出物を形成するが、粗大な(Ti、S)析出物の密度が高いと、異常粒発生抑制に有効な10nm以上の(Ti、Nb)炭化物等に、Tiが有効に利用されない。そこで、粗大な(Ti、S)析出物の密度は低減しなければならない。

[0017] また、浸炭処理時には常温に比べてTi及びNbの固溶限が上昇するため、ナノオーダーのサイズの(Ti、Nb)炭化物等はマトリックス中に固溶しやすくなる。このとき、サイズの小さい(Ti、Nb)炭化物等の方がマトリックスに固溶しやすいため、10nm未満の(Ti、Nb)炭化物等を

十分に確保し、浸炭時にこれらを優先的に固溶させてマトリックスの固溶限までの固溶量を補う。これによって異常粒発生を抑制するのに有効な10nm以上の(Ti、Nb)炭化物等が、浸炭処理時にマトリックス中へ固溶するのを防止できると考えられる。

[0018] 以上のような考えに基づき、本発明では、浸炭処理時の異常粒発生を抑制するために、具体的に、10nm以上200nm未満の(Ti、Nb)炭化物等の密度を10個/ μm^2 以上、10nm未満の(Ti、Nb)炭化物等の密度が50個/ μm^2 以上とし、更に200nm以上の(Ti、S)析出物の密度が0.20個/ μm^2 以下とする。

[0019] 10nm以上200nm未満の(Ti、Nb)炭化物等、すなわち、Ti及びNbを含有する炭化物及び炭窒化物は、浸炭処理時の結晶粒粗大化防止に有効に働き、異常粒発生を抑制できる。このような効果を有効に発揮させるため、その密度は10個/ μm^2 以上必要であり、好ましくは15個/ μm^2 以上、より好ましくは20個/ μm^2 以上である。10nm以上200nm未満の(Ti、Nb)炭化物等の密度の上限は特に限定されないが、通常150個/ μm^2 程度であり、120個/ μm^2 以下が好ましく、より好ましくは100個/ μm^2 以下である。

[0020] 10nm未満の(Ti、Nb)炭化物等、すなわち、Ti及びNbを含有する炭化物及び炭窒化物は、浸炭処理時にマトリックス中に固溶するとともに、10nm以上200nm未満の(Ti、Nb)炭化物等をオストワルド成長させ、マトリックス中への固溶を防止する。このような効果を有効に発揮させるため、10nm未満の(Ti、Nb)炭化物等の密度は、50個/ μm^2 以上必要であり、好ましくは100個/ μm^2 以上、より好ましくは150個/ μm^2 以上である。10nm未満の(Ti、Nb)炭化物等の密度の上限は特に限定されないが、通常300個/ μm^2 程度である。なお、10nm未満の(Ti、Nb)炭化物等として測定される(Ti、Nb)炭化物等のサイズの下限は特に限定されないが、電子顕微鏡等の測定装置の測定限界があるため、通常2nm程度である。

[0021] 本発明における(Ti、Nb)炭化物等は、エネルギー分散型X線分光法(Energy Dispersive X-ray Spectroscopy、EDX)等を用いた元素分析により、C又はNを示すピークが検出されるとともに、Ti及びNbのピークが検出される析出物を意味する。

[0022] 200nm以上の(Ti、S)析出物の密度が多くなりすぎると、異常粒発生抑制に有効な10nm以上200nm未満の(Ti、Nb)炭化物等の個数を確保することができない。そこで、200nm以上の(Ti、S)析出物の密度は0.20個/ μm^2 以下とする必要があり、好ましくは0.15個/ μm^2 以下、より好ましくは0.10個/ μm^2 以下である。200nm以上の(Ti、S)析出物は少なければ少ない程よいが、通常0個/ μm^2 を超える値である。本発明における(Ti、S)析出物は、EDX等を用いた元素分析により、Ti及びSのピークが検出される析出物を意味する。

[0023] 本発明は、上述したような炭化物等及び析出物の制御に加えて、肌焼鋼としての基本的な特性を発揮させるため、その化学組成も適切に調整する必要がある。以下に説明する。本明細書では、化学組成は全て質量%を意味する。

[0024] C : 0.10~0.30%

Cは、浸炭部品として必要な芯部硬さを確保するために必要な元素である。C含有量が0.10%未満では、硬さ不足により浸炭部品としての静的強度が不足する。従ってC含有量は0.10%以上とする必要があり、好ましくは0.12%以上、より好ましくは0.15%以上である。しかしながら、Cを過剰に含有させると、硬さが過度に高くなるため靱性が低下し、衝撃特性が劣化するとともに、冷間鍛造性も低下する。従って、C含有量は0.30%以下とする必要があり、好ましくは0.28%以下、より好ましくは0.25%以下である。

[0025] Si : 0.01~0.50%

Siは、焼戻し硬さの低下を抑えて機械構造部品の面疲労特性を改善するのに有効な元素である。こうした効果を有効に発揮させるため、Siは0.

0.1%含有させる必要がある。Si含有量は、好ましくは0.03%以上、より好ましくは0.05%以上である。しかしながら、Siを過剰に含有させると、被削性や鍛造性等の部品成形性に悪影響を及ぼす。こうした観点からSi含有量は0.50%以下とする必要があり、好ましくは0.45%以下、より好ましくは0.40%以下である。

[0026] Mn : 0.80~2.00%

Mnは、浸炭処理時の焼入れ性を高めるのに有効な元素である。また、Mnは脱酸剤としても作用し、鋼中の酸化物系介在物量を低減して内部品質を高める作用を有する元素である。更に、Mnは赤熱脆性を防止する作用も有する。こうした作用を有効に発揮させるため、Mnは0.80%以上含有させる必要がある。Mn含有量は、好ましくは0.85%以上であり、より好ましくは0.90%以上である。しかしながら、Mnを過剰に含有させると、鍛造性が悪化しやすくなると共に、材質のばらつきが大きくなる。従って、Mn含有量は2.00%以下とする必要があり、好ましくは1.8%以下であり、より好ましくは1.7%以下である。

[0027] P : 0%超、0.030%以下

Pは、鋼中に不可避不純物として含まれる元素であり、結晶粒界に偏析して機械構造部品の衝撃疲労特性を劣化させる。従って、P含有量は0.030%以下とする必要があり、好ましくは0.025%以下、より好ましくは0.020%以下である。P含有量は少なければ少ない程好ましいが、製造工程の制約上0%とすることは難しく、通常0.001%程度は含まれる。

[0028] S : 0%超、0.030%以下

Sは、Mnと結合してMnSを形成し、切削加工するときの被削性を改善する元素である。こうした作用を有効に発揮させるため、Sは0.001%以上含有させることが好ましく、より好ましくは0.002%以上である。しかしながら、S含有量が過剰になってMnSの生成量が多くなると、Ti及びSを含有する析出物密度の増大や、機械構造部品としての強度劣化を引き起こす。こうした観点から、S含有量は0.030%以下とする必要があ

り、好ましくは0.025%以下、より好ましくは0.020%以下である。

[0029] Cr : 0.50~1.50%

Crは、浸炭を促進し、鋼の表面に硬化層を形成するために必要な元素である。こうした作用を有効に発揮させるため、Crは0.50%以上含有させる必要があり、好ましくは0.60%以上、より好ましくは0.70%以上である。しかしながら、Crを過剰に含有させると、過剰浸炭を引き起こし、機械構造部品の強度を低下させる。こうした観点から、Cr含有量は1.50%以下とする必要があり、好ましくは1.45%以下、より好ましくは1.40%以下である。

[0030] Al : 0.01~0.10%

Alは、脱酸剤として作用する元素であり、こうした作用を有効に発揮させるため、Alは0.01%以上含有させる必要がある。Al含有量は、好ましくは0.015%以上であり、より好ましくは0.020%以上である。しかしながら、Alを過剰に含有させると、鋼の変形抵抗が増大し、冷間鍛造性が劣化する。従って、Al含有量は0.10%以下とする必要があり、好ましくは0.080%以下であり、より好ましくは0.060%以下である。

[0031] N : 0.0010~0.010%

Nは、機械構造部品の結晶粒度を適切に調整するために作用するTiNb炭窒化物を形成するために必要な元素である。こうした効果を発揮させるためには、Nは0.0010%以上含有させる必要があり、好ましくは0.0020%以上、より好ましくは0.0030%以上である。しかしながら、Nを過剰に含有させると、鋼中にAlN、TiNなどの窒化物が多量に形成され、切削性や鍛造性を劣化させる。こうした観点から、N含有量は0.010%以下とする必要があり、好ましくは0.009%以下、より好ましくは0.008%以下である。

[0032] Nb : 0.040~0.150%

Nbは、機械構造部品の結晶粒度を適切に調整するために作用するTiNb炭化物及び炭窒化物を形成するために必要な元素である。こうした効果を発揮させるためには、Nbは0.040%以上含有させる必要があり、好ましくは0.045%以上、より好ましくは0.050%以上である。しかしながら、Nbを過剰に含有させると、鋼中に過剰にTiNb炭化物及び炭窒化物を形成し、切削性や鍛造性を劣化させる。こうした観点からNb含有量は0.150%以下とする必要があり、好ましくは0.120%以下、より好ましくは0.100%以下である。

[0033] Ti : 0.040~0.150%

Tiは、機械構造部品の結晶粒度を適切に調整するために作用するTiNb炭化物及び炭窒化物を形成するために必要な元素である。こうした効果を発揮させるためには、Tiは0.040%以上含有させる必要があり、好ましくは0.045%以上、より好ましくは0.050%以上である。しかしながら、Tiを過剰に含有させると、鋼中に過剰にTiNやTiNb炭化物及び炭窒化物を形成し、切削性や鍛造性を劣化させる。こうした観点からTi含有量は0.150%以下とする必要があり、好ましくは0.120%以下、より好ましくは0.100%以下である。

[0034] 本発明に係る肌焼鋼の基本成分は上記の通りであり、残部は実質的に鉄である。但し、原材料、資材、製造設備等の状況によって持ち込まれる不可避不純物が鋼中に含まれることは当然に許容される。

[0035] さらに本発明では、必要に応じて更に (a) Mo : 0%超、2.0%以下、(b) Cu : 0%超、0.10%以下及びNi : 0%超、3.0%以下の少なくとも1種を含有することも有用であり、含有される元素の種類に応じて肌焼鋼の特性が更に改善される。

[0036] Mo : 0%超、2.0%以下

Moは、浸炭処理における焼入性を向上する元素である。こうした作用を有効に発揮させるため、Moを0.05%以上含有させることが好ましく、より好ましくは0.08%以上、更に好ましくは0.10%以上である。し

かしながら、Mnを過剰に含有させると、切削性や鍛造性を劣化させる。従って、Mn含有量は2.0%以下であることが好ましく、より好ましくは1.5%以下、更に好ましくは1.2%以下である。

[0037] Cu: 0%超、0.10%以下及びNi: 0%超、3.0%以下の少なくとも1種

Cu及びNiは、上記Mnと同様に、浸炭処理における焼入性を高めるのに有効な元素である。また、CuとNiは、Feよりも酸化され難い元素であるため、機械構造部品の耐食性を改善するのにも作用する。これらの作用を有効に発揮させるには、Cuは0.03%以上含有することが好ましく、より好ましくは0.04%以上である。Niは0.03%以上含有することが好ましく、より好ましくは0.05%以上、更に好ましくは0.08%以上である。しかしながら、Cuを過剰に含有させると、熱間鍛造性が低下し、割れなどの問題が発生しやすくなる。従って、Cu含有量は0.10%以下とすることが好ましく、より好ましくは0.08%以下である。またNiを過剰に含有させるとコスト高となるため、Ni含有量は3.0%以下とすることが好ましく、より好ましくは2.5%以下、更に好ましくは2.0%以下である。CuとNiは、何れか一方を含有しても良いし、両方を含有しても良い。

[0038] 本発明の肌焼鋼を製造するためには、所定の化学組成の鋼を通常の溶製法に従って溶製し、鑄造、分塊圧延した後、棒鋼圧延するという一連の工程において、特に分塊圧延時及び棒鋼圧延時の加熱温度と加熱保持時間を適切に調整することが好ましい。具体的には、分塊圧延時の加熱を1000～1250℃で30分未満とし、棒鋼圧延時の加熱を800～1000℃で60分以下とする。

[0039] 本発明において、分塊圧延では、(Ti、S)析出物の生成を抑制すると共に、鑄造段階で生成した(Ti、Nb)炭化物等をできるだけマトリックス中に固溶させず、異常粒発生抑制に有効な10nm以上200nm未満の(Ti、Nb)炭化物等の核となる析出物を確保する。また、棒鋼圧延

では、分塊圧延にて残存させた（Ti、Nb）炭化物等をオストワルド成長させ、異常粒発生抑制に有効な10nm以上200nm未満の（Ti、Nb）炭化物等を上述した密度に到達させる。

[0040] 分塊圧延時の加熱温度が1000℃を下回ると、分塊圧延時の圧延機への負荷が大きくなり、所望形状への圧延が困難になる。このため、加熱温度は1000℃以上が好ましい。加熱温度は1120℃以上がより好ましく、更に好ましくは1150℃以上である。しかしながら、加熱温度が高くなりすぎると、鑄造段階で生成した（Ti、Nb）炭化物等がマトリックス中に固溶するとともに、200nm以上の（Ti、S）析出物の密度が増大する。従って、分塊圧延時の加熱温度は1250℃以下が好ましく、より好ましくは1230℃以下であり、更に好ましくは1200℃以下である。また前記温度範囲での加熱保持時間が長すぎると、鑄造段階で生成した（Ti、Nb）炭化物等がマトリックス中へ固溶する。従って、加熱保持時間は30分未満が好ましく、より好ましくは25分未満である。一方、加熱保持時間が短すぎると鋼材の温度ムラができ、材質のばらつきにつながるため、加熱保持時間は5分以上が好ましく、より好ましくは10分以上である。

[0041] 棒鋼圧延時の加熱温度が800℃を下回ると、棒鋼圧延機への負荷が大きくなり、所望形状への圧延が困難となる。このため、棒鋼圧延時の加熱温度は800℃以上が好ましく、より好ましくは820℃以上であり、更に好ましくは850℃以上である。しかしながら、棒鋼圧延時の加熱温度が1000℃を超えると10nm以上200nm未満の（Ti、Nb）炭化物等の密度が低下する。このため、加熱温度は1000℃以下が好ましく、より好ましくは980℃以下であり、更に好ましくは950℃以下である。また、前記温度範囲での加熱保持時間が長すぎると10nm未満の（Ti、Nb）炭化物等の密度が低下する。このため、加熱保持時間は60分以下が好ましく、より好ましくは45分以下である。加熱保持時間が短すぎると鋼材の温度ムラができ、材質のばらつきにつながるため、加熱保持時間は5分以上が好ましく、より好ましくは10分以上である。

[0042] 上記のように分塊圧延時及び棒鋼圧延時の加熱温度及び加熱保持時間の条件を満足させることによって、10nm以上200nm未満の(Ti、Nb)炭化物等の密度を10個/ μm^2 以上、10nm未満の(Ti、Nb)炭化物等の密度を50個/ μm^2 以上とし、更に200nm以上の(Ti、S)析出物の密度を0.20個/ μm^2 以下とできる。本発明の肌焼鋼の形状は特に限定されないが、例えば $\phi 10\sim 150\text{mm}$ の棒鋼である。このような要件を満足する本発明の肌焼鋼に、浸炭処理を施して得られる、すなわち表面が浸炭処理されている機械構造部品は、異常粒発生を抑制でき、このような機械構造部品も本発明に含まれる。特に、本発明の機械構造部品は、JIS G0551(2005)に基づいて測定される旧オーステナイト結晶粒度番号の最小値を6番以上とでき、すなわち最も大きな旧オーステナイト結晶粒径を粒度番号で6番以上とでき、異常粒の発生を抑制できる。前記結晶粒度番号の最小値の上限は限定されないが、通常9番程度である。前記浸炭処理条件は特に限定されず、例えば900~1000℃の温度で行えば良く、特に930℃以上、更に好ましくは950℃以上のような高温で浸炭を行った場合でも、本発明の肌焼鋼は異常粒発生を抑制でき、異常粒発生の抑制された機械構造部品を得ることができる。

[0043] 本発明の肌焼鋼を用いた機械構造部品としては、具体的に、歯車、シャフト類、無段変速機(Continuously Variable Transmission、CVT)プーリ、等速ジョイント(Constant Velocity Joint、CVJ)、軸受等が挙げられる。

[0044] 本願は、2014年2月27日に出願された日本国特許出願第2014-036210号に基づく優先権の利益を主張するものである。2014年2月27日に出願された日本国特許出願第2014-036210号の明細書の全内容が、本願に参考のため援用される。

実施例

[0045] 以下、実施例を挙げて本発明をより具体的に説明する。本発明は以下の実施例によって制限を受けるものではなく、前記、後記の趣旨に適合し得る範

囲で適当に変更を加えて実施することも勿論可能であり、それらはいずれも本発明の技術的範囲に包含される。

[0046] 下記表 1 に示す化学組成を満たす鋼を、通常の溶製法に従って溶製炉で溶製し、鋼片を製造した。

[0047]

[表1]

鋼No.	化学組成(質量%)※殘部は鉄及び不可避不純物													
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al	N	Nb	Ti	Mo	Cu	Ni	
1	0.22	0.07	1.24	0.013	0.024	1.09	0.028	0.0049	0.074	0.050				
2	0.19	0.17	0.82	0.008	0.016	1.16	0.030	0.0058	0.070	0.057	0.20			
3	0.21	0.32	1.72	0.018	0.012	1.22	0.038	0.0075	0.083	0.062				
4	0.23	0.21	1.08	0.024	0.012	1.19	0.041	0.0067	0.072	0.082				
5	0.22	0.08	1.45	0.010	0.008	1.48	0.033	0.0088	0.072	0.138				
6	0.19	0.28	0.92	0.012	0.007	0.57	0.028	0.0059	0.066	0.083				
7	0.18	0.42	1.32	0.021	0.018	1.08	0.091	0.0082	0.073	0.058				
8	0.18	0.08	1.33	0.011	0.013	1.02	0.027	0.0098	0.072	0.079				
9	0.21	0.33	1.22	0.013	0.024	0.75	0.038	0.0068	0.142	0.080				
10	0.22	0.37	1.53	0.018	0.017	1.37	0.021	0.0066	0.072	0.088		0.08		
11	0.20	0.21	1.32	0.007	0.014	1.28	0.048	0.0078	0.067	0.067			1.25	
12	0.12	0.47	1.64	0.028	0.016	1.25	0.027	0.0081	0.051	0.108				
13	0.23	0.45	1.72	0.006	0.020	0.70	0.049	0.0034	0.120	0.057				
14	0.10	0.45	1.13	0.018	0.016	0.89	0.040	0.0042	0.110	0.097	0.78		0.12	
15	0.19	0.43	1.71	0.018	0.020	0.93	0.100	0.0068	0.072	0.079				
16	0.19	0.45	1.25	0.022	0.017	1.38	0.061	0.0027	0.084	0.098	0.48	0.09		
17	0.21	0.42	0.93	0.007	0.009	0.55	0.066	0.0013	0.116	0.070				
18	0.12	0.27	1.47	0.018	0.004	1.25	0.050	0.0061	0.069	0.054				
19	0.12	0.29	0.91	0.026	0.016	1.45	0.075	0.0059	0.095	0.104				
20	0.16	0.46	1.88	0.001	0.016	1.31	0.015	0.0014	0.052	0.126				
21	0.24	0.05	1.47	0.013	0.024	0.92	0.056	0.0030	0.062	0.091	0.32			
22	0.11	0.49	1.99	0.016	0.028	0.53	0.028	0.0047	0.064	0.045				
23	0.17	0.19	1.17	0.002	0.007	1.01	0.062	0.0037	0.063	0.109				
24	0.17	0.12	0.96	0.005	0.012	1.30	0.042	0.0056	0.124	0.125				
25	0.23	0.27	1.76	0.014	0.009	1.24	0.061	0.0011	0.112	0.143				
26	0.26	0.34	1.40	0.013	0.022	1.11	0.034	0.0085	0.070	0.103				
27	0.23	0.30	1.52	0.017	0.029	0.84	0.025	0.0070	0.045	0.097				
28	0.24	0.16	1.36	0.024	0.029	1.08	0.066	0.0028	0.061	0.142				
29	0.22	0.41	1.06	0.003	0.020	0.57	0.100	0.0012	0.074	0.090				
30	0.14	0.13	1.48	0.003	0.015	0.88	0.052	0.0031	0.058	0.128				
Z1	0.21	0.12	1.42	0.028	0.041	1.12	0.030	0.0090	0.067	0.058				
Z2	0.20	0.27	1.23	0.022	0.017	0.75	0.032	0.0051	0.030	0.052				
Z3	0.18	0.32	1.01	0.021	0.028	1.28	0.021	0.0059	0.048	0.028				
Z4	0.22	0.07	1.18	0.015	0.025	1.07	0.026	0.0091	0.002	0.001				
Z5	0.18	0.09	1.66	0.011	0.012	0.82	0.029	0.0132	0.165	0.045				

[0048] 得られた各種鋼片を、下記表2に示す加熱温度及び加熱保持時間で加熱した後、分塊圧延を行い、室温まで冷却した。次いで、下記表2に示す加熱温

度及び加熱保持時間に加熱して棒鋼圧延を行い、直径 2 3 m m の棒鋼を製造した。

[0049] [表2]

条件	分塊圧延		棒鋼圧延	
	加熱温度 (°C)	加熱保持時間 (min)	加熱温度 (°C)	加熱保持時間 (min)
A	1200	25	900	45
B	1200	60	1000	60
C	1250	120	900	25
D	1280	60	900	300

[0050] T i 及び N b を含有する炭化物及び炭窒化物、ならびに T i 及び S を含有する析出物の観察を次の手順で行った。

[0051] (1) 各析出物の密度の測定

得られた棒鋼の横断面、すなわち、棒鋼の軸心と垂直な断面を機械研磨した後、電解研磨を行い、エタノールと 3 % 硝酸との混合液であるナイトール液によるエッチングの後、カーボン蒸着を行う抽出レプリカ法によりレプリカ膜を作製した。析出物の観察は、棒鋼の直径を D として、前記横断面の D / 4 位置を、日立製作所製の透過電子顕微鏡 H - 8 0 0 を用いて 7 5 0 0 0 倍で観察することにより行った。観察された析出物の構成元素は、堀場製作所製 E D X 分析装置 E M A X - 7 0 0 0 による点分析により測定した。C 又は N を示すピークが検出されるとともに、T i 及び N b のピークが検出される析出物を「T i 及び N b を含有する炭化物及び炭窒化物」と判断し、T i 及び S のピークが検出される析出物を「T i 及び S を含有する析出物」と判断した。なお、透過画像にて同様の様相を呈する析出物は同一の構成元素と判定することにより析出物の判定を行った。また、各析出物の密度は、住友金属テクノロジー社製粒子解析 V e r . 3 . 0 により測定した。測定視野は

1. $35\mu\text{m} \times 1.60\mu\text{m}$ として、5視野観察し、その算術平均値を各析出物の密度とした。結果を下記表3に示す。

[0052] 次に、得られた棒鋼より、長手方向が圧延方向と平衡になるように $\phi 20\text{mm} \times L 30\text{mm}$ の円柱試験片を作製し、該円柱試験片の長手方向に50%の冷間圧縮、すなわち冷間鍛造を行った。この冷間圧縮を行った試験片を、図2で示す通り、カーボンポテンシャルCP: 0.8%、温度: 930、950、980℃の各温度で60分間浸炭して100℃の油浴に浸漬した後、170℃で120分間の焼戻し処理を行って、結晶粒度測定用の試験片とした。結晶粒度測定の手順は以下の通りである。

[0053] (2) 旧オーステナイト粒の結晶粒度番号の判定

前記した結晶粒度測定用の試験片の、圧縮方向に平行な面を切出し、ナイトール液でエッチングした後、光学顕微鏡を用いて倍率100倍で観察し、JIS G0551(2005)に従って旧オーステナイト粒の粒度番号を測定した。粒度番号の測定は、圧縮端部の表層部で行い、結晶粒が最も大きくなった部分の粒度番号、すなわち最大 γ 粒度を測定した。そして最大 γ 粒度が6.0以上であるものを、異常粒の「発生なし」と評価した。結果を表3に示す。

[0054]

[表3]

試験 No.	鋼 No.	製造 条件	(Ti、Nb)炭化物等密度 (個/ μm^2)		200nm以上 (Ti、S)析出物 密度 (個/ μm^2)	異常粒発生状況		
			10nm未満	10nm以上 200nm未満		930℃	950℃	980℃
1	1	A	149.9	24.6	0.12	発生なし	発生なし	発生なし
2	2	A	141.2	29.6	0.01	発生なし	発生なし	発生なし
3	3	A	212.3	27.1	0.01	発生なし	発生なし	発生なし
4	4	A	226.5	41.5	0.11	発生なし	発生なし	発生なし
5	5	A	252.1	48.2	0.07	発生なし	発生なし	発生なし
6	6	A	169.6	45.8	0.02	発生なし	発生なし	発生なし
7	7	A	183.7	16.8	0.13	発生なし	発生なし	発生なし
8	8	A	133.8	39.9	0.11	発生なし	発生なし	発生なし
9	9	A	258.4	20.5	0.19	発生なし	発生なし	発生なし
10	10	A	154.6	44.5	0.17	発生なし	発生なし	発生なし
11	11	A	209.7	36.4	0.08	発生なし	発生なし	発生なし
12	12	A	172.1	58.2	0.08	発生なし	発生なし	発生なし
13	13	A	218.5	18.2	0.10	発生なし	発生なし	発生なし
14	14	A	192.8	32.1	0.13	発生なし	発生なし	発生なし
15	15	A	178.1	19.1	0.08	発生なし	発生なし	発生なし
16	16	A	170.8	28.2	0.10	発生なし	発生なし	発生なし
17	17	A	184.3	26.2	0.09	発生なし	発生なし	発生なし
18	18	A	132.8	22.3	0.06	発生なし	発生なし	発生なし
19	19	A	152.1	40.5	0.10	発生なし	発生なし	発生なし
20	20	A	121.3	31.5	0.07	発生なし	発生なし	発生なし
21	21	A	142.1	34.4	0.16	発生なし	発生なし	発生なし
22	22	A	128.3	18.2	0.19	発生なし	発生なし	発生なし
23	23	A	142.9	33.8	0.11	発生なし	発生なし	発生なし
24	24	A	171.2	39.5	0.13	発生なし	発生なし	発生なし
25	25	A	141.3	48.2	0.07	発生なし	発生なし	発生なし
26	26	A	172.2	38.2	0.10	発生なし	発生なし	発生なし
27	27	A	115.3	28.1	0.17	発生なし	発生なし	発生なし
28	28	A	142.3	42.5	0.17	発生なし	発生なし	発生なし
29	29	A	171.2	32.8	0.06	発生なし	発生なし	発生なし
30	30	A	124.2	40.8	0.12	発生なし	発生なし	発生なし
31	Z1	A	252	9.7	0.32	発生なし	発生なし	発生
32	Z2	A	48.2	7.8	0.12	発生なし	発生なし	発生
33	Z3	A	126.8	8.8	0.22	発生なし	発生	発生
34	Z4	A	0.3	0.1	0.13	発生	発生	発生
35	Z5	A	221.2	9.2	0.08	発生なし	発生なし	発生
36	1	B	189.2	8.9	0.30	発生なし	発生なし	発生
37	13	B	238.2	9.6	0.23	発生なし	発生なし	発生
38	22	B	148.2	8.2	0.31	発生なし	発生	発生
39	4	C	203.1	7.8	0.30	発生なし	発生なし	発生
40	8	C	172.1	8.8	0.18	発生なし	発生なし	発生
41	26	C	201.9	8.8	0.33	発生なし	発生なし	発生
42	7	D	283.9	9.2	0.30	発生なし	発生なし	発生
43	15	D	190.8	8.1	0.35	発生なし	発生	発生
44	27	D	161.1	9.2	0.30	発生なし	発生	発生

[0055] 表3の試験No. 1～30は、本発明で規定する化学組成を満足する鋼を、適切な製造条件、すなわち適切な分塊圧延時及び棒鋼圧延時の加熱温度及び加熱保持時間で製造したため、(Ti、Nb)炭化物等や(Ti、S)析

出物の密度を本発明の要件を満足するように調整でき、浸炭処理時の異常粒発生を抑制できた。

[0056] 一方、表3の試験No. 31～44は、鋼の化学組成又は製造条件が不適切だったため、(Ti、Nb)炭化物等や(Ti、S)析出物の密度を、本発明で規定する範囲に調整することができず、浸炭処理時の異常粒が発生した。

[0057] No. 31はS量が多い鋼Z1を用いた例であり、200nm以上の(Ti、S)析出物が増加し、10nm以上200nm未満の(Ti、Nb)炭化物等の密度を確保することができず、異常粒が発生した。No. 32はNb量が少ない鋼Z2を用いた例であり、10nm未満、及び10nm以上200nm未満の(Ti、Nb)炭化物等の密度を確保することができず、異常粒が発生した。No. 33はTi量が少ない鋼Z3を用いた例であり、200nm以上の(Ti、S)析出物が増加し、10nm以上200nm未満の(Ti、Nb)炭化物等の密度を確保することができず、異常粒が発生した。No. 34はNb及びTi量が少ない鋼Z4を用いた例であり、10nm未満、及び10nm以上200nm未満の(Ti、Nb)炭化物等の密度を確保することができず、異常粒が発生した。No. 35はN及びNb量が多い鋼Z5を用いた例であり、10nm以上200nm未満の(Ti、Nb)炭化物等の密度を確保することができず、異常粒が発生した。これは、過剰なN量の存在により粗大なTiNが析出し、(Ti、Nb)炭化物等を形成するためのTi量が不足したため、10nm以上200nm未満の(Ti、Nb)炭化物等の密度が不足したと考えられる。

[0058] No. 36～38は、分塊圧延時の加熱保持時間が長い製造条件Bを採用した例であり、200nm以上の(Ti、S)析出物が増加し、10nm以上200nm未満の(Ti、Nb)炭化物等の密度を確保することができず、異常粒が発生した。No. 39～41は分塊圧延時の加熱保持時間が長い製造条件Cを採用した例であり、10nm以上200nm未満の(Ti、Nb)炭化物等の密度を確保することができず、異常粒が発生した。No. 4

2～44は、分塊圧延時の加熱温度が高いとともに加熱保持時間が長く、さらに棒鋼圧延時の加熱保持時間が長い製造条件Dを採用した例であり、200nm以上の(Ti、S)析出物が増加し、10nm以上200nm未満の(Ti、Nb)炭化物等の密度を確保することができず、異常粒が発生した。なお、No. 42～44では棒鋼圧延時の加熱保持時間が長いものの、10nm未満の(Ti、Nb)炭化物等の密度を十分に確保できている。これは、No. 42～44では、分塊圧延時の加熱温度が高いとともに加熱保持時間も長いため、鋳造時に生成した(Ti、Nb)炭化物等が十分に固溶し、その結果、分塊圧延時に微細な10nm未満の(Ti、Nb)炭化物等が多く析出したためと考えられる。また、製造条件Dのように、鋳造時に生成した(Ti、Nb)炭化物等を分塊圧延時に一旦固溶させてしまうと、後の棒鋼圧延時に長時間加熱しても10nm以上200nm未満の(Ti、Nb)炭化物等の密度を十分に確保することができない。

産業上の利用可能性

[0059] 本発明の肌焼鋼は、歯車、シャフト類、無段変速機(Continuously Variable Transmission、CVT)プーリ、等速ジョイント(Constant Velocity Joint、CVJ)、軸受等の機械構造部品に用いることができ、産業上有用である。

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.10~0.30%、

Si : 0.01~0.50%、

Mn : 0.80~2.00%、

P : 0%超、0.030%以下、

S : 0%超、0.030%以下、

Cr : 0.50~1.50%、

Al : 0.01~0.10%、

N : 0.0010~0.010%、

Nb : 0.040~0.150%、

Ti : 0.040~0.150%

を含有し、残部が鉄及び不可避不純物であって、

Ti及びNbを含有する円相当径10nm以上200nm未満の炭化物及び炭窒化物の密度が10個/ μm^2 以上であり、

Ti及びNbを含有する円相当径10nm未満の炭化物及び炭窒化物の密度が50個/ μm^2 以上であり、更に

Ti及びSを含有する円相当径200nm以上の析出物の密度が0.20個/ μm^2 以下であることを特徴とする浸炭処理時の異常粒発生が抑制可能な肌焼鋼。

[請求項2]

更に、質量%で以下の(a)、(b)のいずれかに属する1種以上を含有する請求項1に記載の肌焼鋼。

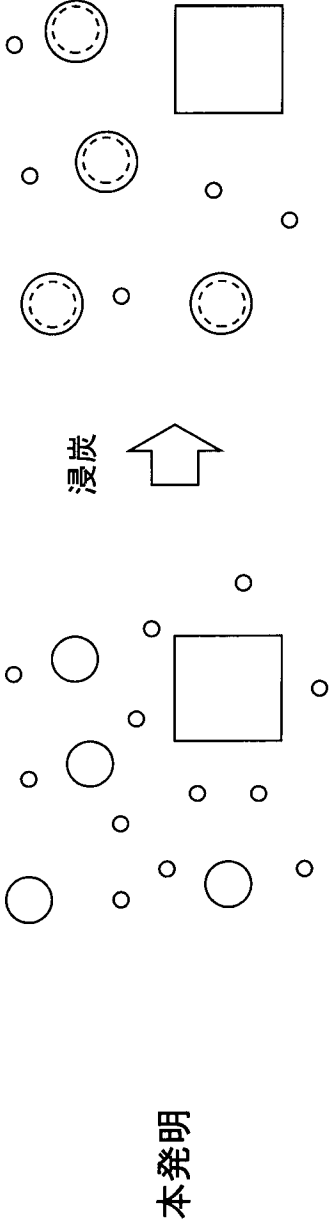
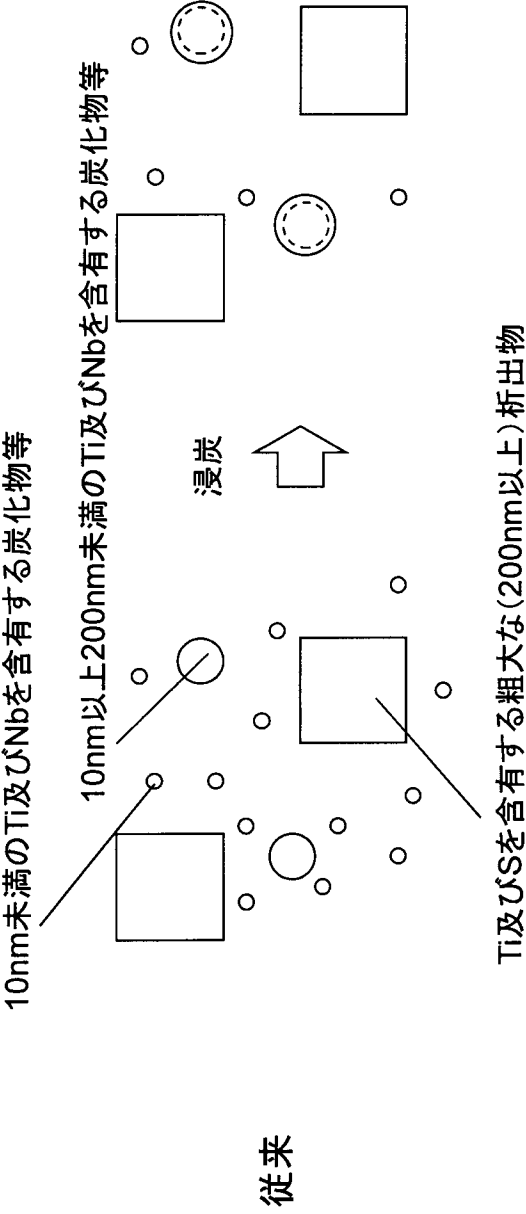
(a) Mo : 0%超、2.0%以下

(b) Cu : 0%超、0.10%以下及びNi : 0%超、3.0%以下よりなる群から選択される1種以上

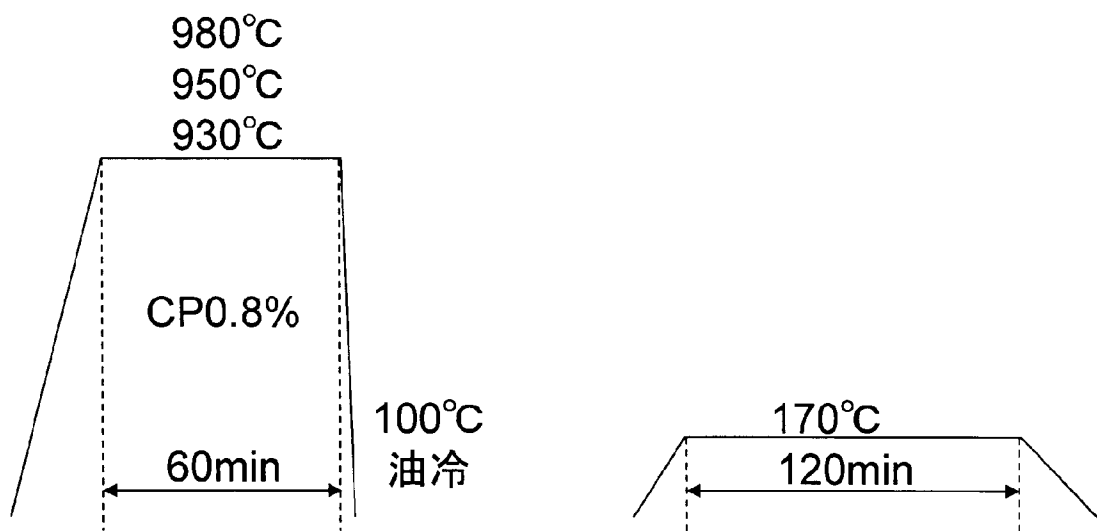
[請求項3]

請求項1または2に記載の肌焼鋼を用いて得られた、表面が浸炭処理されている機械構造部品であって、浸炭層の旧オーステナイト粒度番号の最小値が6.0以上であることを特徴とする機械構造部品。

[図1]



[図2]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2015/052958

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(2006.01)i, C22C38/38(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i, C21D8/06(2006.01)n

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)

C22C38/00-38/60, C21D8/00-8/10

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

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2015
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2015	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2015

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 2011-94169 A (Kobe Steel, Ltd.), 12 May 2011 (12.05.2011), claims (Family: none)	1-3
A	JP 2012-72427 A (Kobe Steel, Ltd.), 12 April 2012 (12.04.2012), claims & WO 2012/043074 A1 & US 2013/0174943 A1 & EP 2623627 A1 & MX 2013003264 A & RU 2532766 C1 & IN 201302335 P4 & VN 34523 A & CN 103124801 A & KR 10-2013-0051484 A	1-3

☒ Further documents are listed in the continuation of Box C.

☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance
 "E" earlier application or patent but published on or after the international filing date
 "L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)
 "O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means
 "P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

"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
21 April 2015 (21.04.15)

Date of mailing of the international search report
12 May 2015 (12.05.15)

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

Authorized officer

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2015/052958

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2012-158827 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 23 August 2012 (23.08.2012), claims (Family: none)	1-3
A	JP 2011-219854 A (JFE Steel Corp.), 04 November 2011 (04.11.2011), claims (Family: none)	1-3

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（I P C））

Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, C22C38/38(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i, C21D8/06(2006.01)n

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（I P C））

Int.Cl. C22C38/00-38/60, C21D8/00-8/10

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	1 9 2 2 - 1 9 9 6 年
日本国公開実用新案公報	1 9 7 1 - 2 0 1 5 年
日本国実用新案登録公報	1 9 9 6 - 2 0 1 5 年
日本国登録実用新案公報	1 9 9 4 - 2 0 1 5 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 2011-94169 A（株式会社神戸製鋼所）2011.05.12, 特許請求の範囲（ファミリーなし）	1-3
A	JP 2012-72427 A（株式会社神戸製鋼所）2012.04.12, 特許請求の範囲 & WO 2012/043074 A1 & US 2013/0174943 A1 & EP 2623627 A1 & MX 2013003264 A & RU 2532766 C1 & IN 201302335 P4 & VN 34523 A & CN 103124801 A & KR 10-2013-0051484 A	1-3

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

* 引用文献のカテゴリー

「A」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの

「E」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの

「L」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す）

「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献

「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献

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

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

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

「&」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

2 1 . 0 4 . 2 0 1 5

国際調査報告の発送日

1 2 . 0 5 . 2 0 1 5

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁（I S A / J P）

郵便番号 1 0 0 - 8 9 1 5

東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官（権限のある職員）

佐藤 陽一

4 K

9 7 3 1

電話番号 0 3 - 3 5 8 1 - 1 1 0 1 内線 3 4 3 5

C (続き) . 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	JP 2012-158827 A (住友金属工業株式会社) 2012. 08. 23, 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	1-3
A	JP 2011-219854 A (J F E スチール株式会社) 2011. 11. 04, 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	1-3