

(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
2017年11月2日(02.11.2017)



(10) 国際公開番号

WO 2017/188284 A1

(51) 国際特許分類:

C22C 38/00 (2006.01) *C21D 8/06* (2006.01)
C22C 38/60 (2006.01) *C21D 9/30* (2006.01)
C21C 7/06 (2006.01)

(21) 国際出願番号: PCT/JP2017/016441

(22) 国際出願日: 2017年4月25日(25.04.2017)

(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 2016-088458 2016年4月26日(26.04.2016) JP

(71) 出願人: 新日鐵住金株式会社(NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL 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: 江頭 誠 (EGASHIRA, Makoto); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 西谷 成史(NISHITANI, Shigefumi); 〒1008071 東

京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP).

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

(84) 指定国(表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM,

(54) Title: UNTEMPERED STEEL FOR INDUCTION HARDENING

(54) 発明の名称: 高周波焼入れ用非調質鋼

FIG. 3



(57) **Abstract:** Provided is an untempered steel for induction hardening which contains, in mass%, 0.35-0.44% of C, not less than 0.01 but less than 0.30% of Si, 0.80-1.50% of Mn, 0.030% or less of P, more than 0.010 but not more than 0.095% of S, more than 0.10 but not more than 0.30% of Cr, 0.050-0.200% of V, 0.0040-0.0200% of N, 0.0024% or less of O, 0.05% or less of Cu, and 0.05% or less of Ni, wherein $fn1 \leq 50.0$, $fn2$ is 0.70-1.00, and $fn3 \geq 1.30$. In the steel, the proportion of the number of Mn oxides containing 20.0 mass% or more of oxygen and 10.0 mass% or more of Mn to the number of oxides is 10.0% or less. $fn1 = 80C^2 + 55C + 13Si + 4.8Mn + 30P + 30S + 1.5Cr$ $fn2 = C + (Si/10) + (Mn/5) - (5S/7) + (5Cr/22) + 1.65V$ $fn3 = -2C - Si + 2.33Mn + 0.26Cr + V - 1.5Cu - 1.5Ni$



WO 2017/188284 A1

ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類：

一 国際調査報告（条約第21条(3)）

(57) 要約：高周波焼入れ用非調質鋼は、質量％でC：0.35～0.44％、Si：0.01～0.30％未満、Mn：0.80～1.50％、P：0.030％以下、S：0.010超～0.095％、Cr：0.10超～0.30％、V：0.050～0.200％、N：0.0040～0.0200％、O：0.0024％以下、Cu：0.05％以下、Ni：0.05％以下を含有し、 $f_n1 \leq 50.0$ 、 $f_n2 : 0.70 \sim 1.00$ 、 $f_n3 \geq 1.30$ である。鋼中において、酸化物の個数に対する、20.0質量％以上の酸素及び10.0質量％以上のMnを含有するMn酸化物の個数の割合は10.0％以下である。 $f_n1 = 80C^2 + 55C + 13Si + 4.8Mn + 30P + 30S + 1.5Cr$ $f_n2 = C + (Si/10) + (Mn/5) - (5S/7) + (5Cr/22) + 1.65$ V $f_n3 = -2C - Si + 2.33Mn + 0.26Cr + V - 1.5Cu - 1.5Ni$

明 細 書

発明の名称：高周波焼入れ用非調質鋼

技術分野

[0001] 本発明は、非調質鋼に関し、さらに詳しくは、高周波焼入れ用非調質鋼に関する。

背景技術

[0002] 自動車、建設車両のクランクシャフト等利用される機械構造用部品には、例えば、疲労強度、耐摩耗性等の向上のために表面硬化処理が施される場合がある。

[0003] 種々の表面硬化処理のうち、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。さらに、高周波焼入れは高温で加熱した後に冷却するため、軟窒化処理等の他の表面硬化処理と比較して、深い硬化層深さ及び高い疲労強度を得ることができる。そのため、機械構造用部品には、高周波焼入れが施される場合が多い。例えば、機械構造用部品の１種であるクランクシャフトの疲労強度を向上させるために、図１に示すフィレットのＲ部１を高周波焼入れする技術が実用化されている。

[0004] 近年、産業界から、機械構造用部品のさらなる高強度化、特に、疲労強度の向上が求められている。高周波焼入れを利用して硬化層深さを大きくするためには、高周波電力の出力や加熱時間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処理を実施する場合、機械構造用部品のエッジ部（たとえば、図１のクランクシャフトの場合は符号２で示される部分）で、加熱温度が過剰に高くなりやすい。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。たとえば、高周波焼入れにおける加熱温度が１３５０℃を超える等により、加熱温度が機械構造用部品の鋼材の融点を超えると、鋼材の表層又は内部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。溶融割れは、高周波焼入れにおいて発生する特有の現象である。

溶融割れが生じた鋼材は実用に適さない。そのため、高周波焼入れ用鋼において、溶融割れの抑制が求められる。

[0005] 機械構造用部品に用いられる高周波焼入れ用鋼ではさらに、上述の疲労強度とともに、優れた被削性も求められる。そのため、被削性を高めるために、高周波焼入れ用鋼にはSが含有される。しかしながら、S含有量が高くなれば、上述の溶融割れが生じやすくなる。したがって、高周波焼入れ用鋼では、高い疲労強度及び被削性を有しつつ、溶融割れの発生も抑制されることが求められる。

[0006] 高周波焼入れ用鋼に関する技術の一例は、特開平5-33101号公報（特許文献1）、特開2004-27259号公報（特許文献2）及び特開2011-26641号公報（特許文献3）に開示されている。

[0007] 特許文献1に開示された高周波焼入れクランクシャフト用非調質鋼は、質量基準で、C：0.40～0.52%、Si：0.10～0.40%、Mn：1.00～1.50%、S：0.010～0.070%、Cr：0.40～0.70%、Pb：0.02～0.35%、Ca：0.0005～0.0100%、O：0.0040%以下、Al：0.025%以下、N：0.005～0.015%を含有し、残部は実質的にFeからなる。

[0008] 特許文献2に開示された機械構造用快削鋼は、質量%で、C：0.35～0.65%、Si：0.03～1.0%、Mn：0.30～2.50%、S：0.015～0.35%、Al：0.060%以下、Ca：0.0005～0.01%を含有し、さらにNi：0.1～3.5%、Cr：0.1～2.0%、Mo：0.05～1.00%から選択された元素を1種又は2種以上を含有し、残部Fe及び不可避不純物からなる。鋼中の硫化物の大きさは長径30 μ m以下である。この機械構造用快削鋼は、切削後又は鍛造後、部品の一部を高周波焼入れして使用される。

[0009] 特許文献3に開示された高周波焼入れ用非調質鋼は、質量%で、C：0.35～0.45%、Si：0.30%を超えて0.70%以下、Mn：1.00～1.50%、P：0.030%以下、S：0.010～0.035%

、Cr：0.10～0.30%、Al：0.005～0.050%、V：0.100～0.200%およびN：0.0040～0.0200%を含有するとともに、下記の式（1）で表される f_{n1} が50以下、かつ下記の式（2）で表される f_{n2} が0.80～1.00の範囲であり、残部はFe及び不純物からなる。

$$f_{n1} = 80C^2 + 55C + 13Si + 4.8Mn + 30P + 30S + 1.5Cr \quad (1)$$

$$f_{n2} = C + (Si/10) + (Mn/5) - (5S/7) + (5Cr/22) + 1.65V \quad (2)$$

先行技術文献

特許文献

[0010] 特許文献1：特開平5－33101号公報

特許文献2：特開2004－27259号公報

特許文献3：特開2011－26641号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0011] 特許文献1では次のとおり記載されている。この文献に開示された非調質鋼は、焼入れ及び焼戻し処理が不要である。そのため、寸法差に基づく冷却速度の違いによって硬さの差が大きくなりにくい。さらに、この非調質鋼は、加工性に優れる。しかしながら、特許文献1では、高周波焼入れ時に生じ得る溶融割れの抑制については検討されていない。

[0012] 特許文献2では次のとおり記載されている。この文献に開示された機械構造用快削鋼では、高周波焼入れ時に生じる焼割れが低減する。しかしながら、この文献では、特許文献1と同様に、溶融割れの抑制については検討されていない。

[0013] 特許文献3では、溶融割れの低減について検討されている。しかしながら、Sが含有される鋼材、特にSが0.035%を超えて含有される鋼材に対

して、1350℃を超える高温の加熱温度で高周波焼入れする場合の溶融割れについては検討されていない。

[0014] なお、機械構造用部品の硬さが高ければ疲労強度は高くなるものの、被削性が低下する。したがって、機械構造用部品において疲労強度及び被削性を両立するためには、硬さを適切な範囲とするのが有効である。

[0015] 本発明の目的は、高周波焼入れにおける加熱温度が1350℃を超える場合があっても、溶融割れの発生を抑制できる高周波焼入れ用非調質鋼を提供することである。

課題を解決するための手段

[0016] 本発明による高周波焼入れ用非調質鋼は、質量%で、C：0.35～0.44%、Si：0.01～0.30%未満、Mn：0.80～1.50%、P：0.030%以下、S：0.010超～0.095%、Cr：0.10超～0.30%、V：0.050～0.200%、N：0.0040～0.0200%、O：0.0024%以下、Cu：0.05%以下、Ni：0.05%以下、Al：0～0.040%、Ti：0～0.020%、Nb：0～0.020%、Pb：0～0.30%、Ca：0～0.0100%、及び、Mo：0～0.20%を含有し、式（1）で定義される f_{n1} が50.0以下であり、式（2）で定義される f_{n2} が0.70～1.00であり、式（3）で定義される f_{n3} が1.30以上であり、残部はFe及び不純物からなる。鋼中において、20.0質量%以上の酸素を含有する酸化物の個数に対する、20.0質量%以上の酸素及び10.0質量%以上のMnを含有するMn酸化物の個数の割合は、10.0%以下である。

$$f_{n1} = 80C^2 + 55C + 13Si + 4.8Mn + 30P + 30S + 1.5Cr \quad (1)$$

$$f_{n2} = C + (Si/10) + (Mn/5) - (5S/7) + (5Cr/22) + 1.65V \quad (2)$$

$$f_{n3} = -2C - Si + 2.33Mn + 0.26Cr + V - 1.5Cu - 1.5Ni \quad (3)$$

ここで、式（１）～式（３）中の各元素記号には、対応する元素の含有量（質量％）が代入される。

発明の効果

[0017] 本発明の高周波焼入れ用非調質鋼では、高周波焼入れにおける加熱温度が 1350℃を超える場合があっても、溶融割れの発生が抑制される。

図面の簡単な説明

[0018] [図1]図１は、機械構造用部品であるクランクシャフトの一部を示す正面図である。

[図2]図２は、実施例において、比較例である高周波焼入れ用非調質鋼の試験片を、100℃／秒の昇温速度で1380℃まで加熱し、10秒間保持した後、水冷した場合のミクロ組織写真画像である。

[図3]図３は、実施例において、本発明例である高周波焼入れ用非調質鋼の試験片を、100℃／秒の昇温速度で1380℃まで加熱し、10秒間保持した後、水冷した場合のミクロ組織写真画像である。

発明を実施するための形態

[0019] 本発明者らは、高周波焼入れを施された機械構造用部品において溶融割れが発生した部位を詳細に調査した。その結果、溶融割れが発生した部位には脱炭が生じていなかった。一方、脱炭している部位は溶融割れしていなかった。

[0020] 以上の結果から、本発明者らは、次のとおり考えた。高周波焼入れによる溶融割れには、C含有量が影響する。したがって、C含有量を低下すれば、高周波焼入れ時の溶融割れの発生が抑制される。そこで、本発明者らはさらに、種々の元素含有量が溶融割れの発生に及ぼす影響と、機械的性質、特に、疲労強度に及ぼす影響とについて詳細な検討を実施した。その結果、本発明者らは次の新たな知見を得た。

[0021] [高周波焼入れにおける溶融割れの抑制について]

C、Si、Mn及びCrは、焼入れ性を高め、疲労強度を高める。しかしながら、C、Si、Mn及びCrと、P及びSとは、鋼の融点を低下する。

鋼の融点が低下すれば、高周波焼入れの加熱時に溶融割れが発生しやすくなる。したがって、疲労強度を高めるためにC、Si、Mn及びCrは必須元素として含有するものの、溶融割れを考慮した場合、C、Si、Mn、P、S及びCrの総含有量を規制する方が好ましい。

[0022] 上記検討結果に基づいて、本発明者らはC、Si、Mn、P、S及びCrの総含有量と溶融割れとの関係についてさらに検討を行った。その結果、式（1）で定義される f_{n1} が50.0以下であれば、鋼の融点の低下が抑制され、後述の f_{n2} 及び f_{n3} が要件を満たすことを前提として、高周波焼入れ時において溶融割れの発生が抑制できることを見出した。

$$f_{n1} = 80C^2 + 55C + 13Si + 4.8Mn + 30P + 30S + 1.5Cr \quad (1)$$

ここで、式（1）中の各元素記号には、対応する元素の含有量（質量%）が代入される。

[0023] 本発明者らは、1350℃を超える加熱温度での高周波焼入れ時の、溶融割れのメカニズムについてさらに調査した。その結果、本発明者らは、次の新たな知見を得た。

[0024] 1350℃を超える加熱温度での高周波焼入れ時において、溶融割れは粒界から発生する。より具体的には、加熱によりオーステナイト（ γ ）粒界近傍にC（炭素）が濃化することにより、溶融割れが発生する。したがって、高周波焼入れでの加熱時において、 γ 粒界へのCの濃化を抑制すれば、溶融割れの発生を抑制できる。

[0025] 高周波焼入れでの加熱時における、 γ 粒界でのC濃度の増加を抑制するには、鋼材中のC含有量を低減することが有効である。しかしながら、C含有量が低くなれば、高周波焼入れ後の硬さが低下する。この場合、高い疲労強度が得られない。以上の検討結果に基づいて、本発明者らは、C含有量を低減して γ 粒界でのC濃度の増加を抑制する方法ではなく、 γ 粒界でのC濃度の増加を抑制できる他の方法を模索及び検討した。

[0026] その結果、本発明者らは、 γ 粒界でのC濃度の増加を抑制する方法として

、合金元素によりCを固定して、固溶Cを低減する方法を見出した。以下、この点について説明する。

[0027] Si、Cu、及び、Niは、Cとの親和力が弱い。これらの元素の含有量が高い場合、高周波焼入れにおいて加熱温度が1350℃を超えれば、Si、Cu及びNiが固溶しているγ粒内よりも、粒界の方がCにとって安定な場所となる。そのため、Cが粒界近傍に濃化しやすい。したがって、これらの元素の含有量を低減すれば、高周波焼入れでの加熱時において、γ粒界でのC濃度の増加を抑制できる。そのため、高周波焼入れにおいて加熱温度が1350℃を超えた場合であっても、溶融割れの発生を抑制できる。以下、本明細書では、Si、Cu及びNiを「粒界C濃度上昇元素」ともいう。

[0028] 一方、Mn、Cr及びVは、Cとの親和力が高い。そのため、これらの元素の含有量が高い場合、Mn、Cr及びVが固溶するγ粒内の方が、粒界よりもCにとって安定な場所となる。そのため、γ粒内にCが存在しやすく、高周波焼入れにおいて加熱温度が1350℃を超えても、γ粒界にCが濃化しにくい。したがって、これらの元素の含有量を高めることにより、高周波焼入れにおいて加熱温度が1350℃を超えても、溶融割れの発生を抑制することができる。以下、本明細書では、Mn、Cr及びVを「粒界C濃度低下元素」という。

[0029] 以上の知見に基づいて、本発明者らはさらに、粒界C濃度上昇元素の含有量と、粒界C濃度低下元素の含有量と、1350℃を超える加熱温度での溶融割れとの関係を詳細に検討した。その結果、本発明者らは、 f_{n1} 及び後述する f_{n2} が要件を満たすことを前提として、式(3)で定義される f_{n3} が1.30以上であれば、高周波焼入れにおいて加熱温度が1350℃を超えても、溶融割れの発生を抑制できることを初めて見出した。

$$f_{n3} = -2C - Si + 2.33Mn + 0.26Cr + V - 1.5Cu - 1.5Ni \quad (3)$$

ここで、式(3)中の各元素記号には、対応する元素の含有量(質量%)が代入される。

[0030] しかしながら、上記式（３）を満たす場合であっても、溶融割れが発生する場合があり得ることが、さらなる調査で判明した。そこで、さらなる検討をした結果、本発明者らは、次の新たな知見を得た。

[0031] 粒界Ｃ濃度低下元素（Ｍｎ、Ｃｒ及びＶ）のうち、Ｍｎは f_{n3} に大きく寄与する。粒界Ｃ濃度低下元素は、固溶元素でなければ、Ｃと結合できない。したがって、Ｍｎ固溶量は多い方が好ましい。しかしながら、本発明の化学組成において、ＭｎはＳｉとともに、脱酸元素としても機能する。Ｍｎが鋼を脱酸することによりＭｎ酸化物が増加すれば、 f_{n3} に寄与する固溶Ｍｎ量が低減してしまう。この場合、 f_{n3} が１．３０以上であっても、１３５０℃を超える加熱温度により、溶融割れが発生する可能性がある。

[0032] そこで、本発明者らは、鋼中のＭｎ酸化物の量と、溶融割れとの関係についてさらに調査した。その結果、 f_{n1} が５０．０以下であり、 f_{n3} が１．３０以上であり、さらに、Ｍｎ酸化物が次の要件を満たすことにより、１３５０℃を超える加熱温度においても溶融割れの発生が抑制できることを見出した。

[0033] 鋼中において、２０．０質量％以上の酸素を含有する介在物を、「酸化物」と定義する。さらに、上記酸化物のうち、２０．０質量％以上の酸素と、１０．０質量％以上のＭｎとを含有する介在物を、「Ｍｎ酸化物」と定義する。このとき、 f_{n1} が５０．０以下であり、 f_{n3} が１．３０以上であり、かつ、上記酸化物の個数に対するＭｎ酸化物の個数の比（以下、Ｍｎ酸化物個数比ＮＲという）が１０．０％以下であれば、１３５０℃を超える加熱温度においても溶融割れの発生が抑制できる。

[0034] [疲労強度及び被削性について]

f_{n1} 及び f_{n3} が上記要件を満たすことを前提として、高周波焼入れ用非調質鋼の熱間鍛造後の疲労強度及び被削性について、本発明者らはさらに検討した。上述のとおり、疲労強度及び被削性は、熱間鍛造後の鋼の硬さと相関関係を有する。具体的には、鋼の硬さが高ければ、疲労強度が高まる。しかしながら、被削性は低下する。したがって、鋼の硬さを適切な範囲とす

ることにより、疲労強度及び被削性を両立することができる。

[0035] 以上の観点から、本発明者らは鋼の硬さに影響する元素の総含有量を検討した。C、Si、Mn、Cr及びVは、熱間鍛造後の鋼材の内部硬さを高める。一方、Sは、内部硬さを低下する。したがって、これらの元素の総含有量を適切な範囲とすることにより、熱間鍛造後の疲労強度及び被削性を両立できると考え、さらに検討を行った。その結果、本発明者らは、式(2)で定義される f_{n2} が0.70～1.00であれば、 f_{n1} 及び f_{n3} が上記要件を満たすことを前提として、熱間鍛造後の鋼材において、ロックウェル硬さが適切な範囲となり、その結果、優れた疲労強度及び優れた被削性が得られることを見出した。

$$f_{n2} = C + (Si / 10) + (Mn / 5) - (5S / 7) + (5Cr / 22) + 1.65V \quad (2)$$

ここで、式(2)中の各元素記号には、対応する元素の含有量(質量%)が代入される。

[0036] 以上の知見に基づいて完成した本実施形態による高周波焼入れ用非調質鋼は、質量%で、C:0.35～0.44%、Si:0.01～0.30%未満、Mn:0.80～1.50%、P:0.030%以下、S:0.010超～0.095%、Cr:0.10超～0.30%、V:0.050～0.200%、N:0.0040～0.0200%、O:0.0024%以下、Cu:0.05%以下、Ni:0.05%以下、Al:0～0.040%、Ti:0～0.020%、Nb:0～0.020%、Pb:0～0.30%、Ca:0～0.0100%、及び、Mo:0～0.20%を含有し、式(1)で定義される f_{n1} が50.0以下であり、式(2)で定義される f_{n2} が0.70～1.00であり、式(3)で定義される f_{n3} が1.30以上であり、残部はFe及び不純物からなる。鋼中において、20.0質量%以上の酸素を含有する酸化物の個数に対する、20.0質量%以上の酸素及び10.0質量%以上のMnを含有するMn酸化物の個数の割合は、10.0%以下である。

$$f_n1 = 80C^2 + 55C + 13Si + 4.8Mn + 30P + 30S + 1.5Cr \quad (1)$$

$$f_n2 = C + (Si/10) + (Mn/5) - (5S/7) + (5Cr/22) + 1.65V \quad (2)$$

$$f_n3 = -2C - Si + 2.33Mn + 0.26Cr + V - 1.5Cu - 1.5Ni \quad (3)$$

ここで、式(1)～式(3)中の各元素記号には、対応する元素の含有量(質量%)が代入される。

[0037] 本実施形態の高周波焼入れ用非調質鋼では、高周波焼入れの加熱時に溶融割れが発生するのを抑制することができる。この場合、製品歩留りが向上する。本実施形態の高周波焼入れ用非調質鋼はさらに、クランクシャフト等の機械構造用部品に製造される工程における熱間鍛造後においても、鋼材の硬さを適切な範囲とすることができ、その結果、高い疲労強度及び被削性が得られる。

[0038] 上記高周波焼入れ用非調質鋼はさらに、Al: 0.005～0.040%を含有してもよい。

[0039] 上記高周波焼入れ用非調質鋼は、Ti: 0.005～0.020%、及び、Nb: 0.005～0.020%からなる群から選択される1種以上を含有してもよい。

[0040] 上記高周波焼入れ用非調質鋼はさらに、Pb: 0.10～0.30%、及び、Ca: 0.0010～0.0100%からなる群から選択される1種以上を含有してもよい。

[0041] 上記高周波焼入れ用非調質鋼はさらに、Mo: 0.05～0.20%を含有してもよい。

[0042] 以下、本実施形態の高周波焼入れ用非調質鋼について詳述する。元素に関する「%」は、特に断りがない限り、質量%を意味する。

[0043] [化学組成]

本実施形態の高周波焼入れ用非調質鋼の化学組成は、次の元素を含有する

。

[0044] C : 0.35 ~ 0.44 %

炭素 (C) は、高周波焼入れされた部分の硬さ、及び、鋼の内部硬さを高める。C 含有量が 0.35 % 未満であれば、この効果が得られない。一方、C 含有量が 0.44 % を超えれば、高周波焼入れの加熱時に溶融割れが発生する。したがって、C 含有量は 0.35 ~ 0.44 % である。C 含有量の好ましい下限は 0.37 % である。C 含有量の好ましい上限は 0.42 % である。

[0045] Si : 0.01 ~ 0.30 % 未満

シリコン (Si) は、鋼を脱酸する。Si はさらに、フェライトを強化して鋼の内部硬さを高める。Si 含有量が 0.01 % 未満であれば、この効果が得られない。一方、Si は粒界 C 濃度上昇元素である。そのため、Si 含有量が 0.30 % 以上であれば、高周波焼入れにおいて加熱温度が 1350 °C を超えた場合、溶融割れの発生を促進する。したがって、Si 含有量は 0.01 ~ 0.30 % 未満である。Si 含有量の好ましい下限は 0.02 % である。Si 含有量の好ましい上限は 0.28 % である。

[0046] Mn : 0.80 ~ 1.50 %

マンガン (Mn) は、粒界 C 濃度低下元素であり、C と結合して C を固定する。そのため、Mn は、高周波焼入れにおいて加熱温度が 1350 °C を超えても、溶融割れを抑制できる。Mn はさらに、鋼を脱酸する。Mn はさらに、鋼の焼入れを高め、内部硬さを高める。Mn 含有量が 0.80 % 未満であれば、これらの効果が得られない。一方、Mn 含有量が 1.50 % を超えれば、内部硬さが高くなりすぎて被削性が低下する。したがって、Mn 含有量は 0.80 ~ 1.50 % である。Mn 含有量の好ましい下限は 0.82 % であり、さらに好ましくは 0.85 % である。Mn 含有量の好ましい上限は 1.48 % である。

[0047] P : 0.030 % 以下

燐 (P) は不純物である。P 含有量が 0.030 % を超えれば、熱間鍛造

性が低下する。さらに、高周波焼入れの加熱時において、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含有量の好ましい上限は0.025%である。

[0048] S : 0.010超～0.095%

硫黄(S)は硫化物系介在物を生成し、鋼の被削性を高める。S含有量が0.010%以下であれば、この効果が得られない。一方、S含有量が0.095%を超えれば、高周波焼入れの加熱時において、溶融割れが発生しやすくなる。したがって、S含有量は0.010超～0.095%である。なお、Si、Cu、Ni、Mn、Cr、及びV含有量が適正に制御されない場合、S含有量が0.035%を超えれば、溶融割れが発生しやすくなる。しかしながら、本実施形態では、後述のとおり、 f_n3 を1.30以上とすることにより、粒界C濃度上昇元素(Si、Cu、Ni)及び粒界C濃度低下元素(Mn、Cr、V)の含有量を適正に制御する。そのため、S含有量が0.095%以下であれば、溶融割れの発生を抑制できる。S含有量の好ましい下限は0.015%である。S含有量の好ましい上限は0.070%である。

[0049] Cr : 0.10超～0.30%

クロム(Cr)は、粒界C濃度低下元素であり、Cと結合してCを固定する。そのため、Crは、高周波焼入れにおいて加熱温度が1350℃を超えても、溶融割れの発生を抑制する。Crはさらに、鋼の焼入れ性及び内部硬さを高める。Cr含有量が0.10%以下であれば、これらの効果が得られない。一方、Cr含有量が0.30%を超えれば、内部硬さが高くなりすぎて鋼の被削性が低下する。したがって、Cr含有量は0.10超～0.30%である。Cr含有量の好ましい下限は0.12%である。Cr含有量の好ましい上限は0.25%である。

[0050] V : 0.050～0.200%

バナジウム(V)は、粒界C濃度低下元素であり、Cと結合してCを固定する。そのため、Vは、高周波焼入れにおいて加熱温度が1350℃を超え

ても、溶融割れの発生を抑制する。Vはさらに、本高周波焼入れ用非調質鋼を熱間鍛造した後の冷却過程において、V炭窒化物としてフェライト中に析出する。V炭窒化物はフェライトの硬さを高め、その結果、内部硬さが高まる。V含有量が0.050%未満であれば、この効果が得られない。一方、V含有量が0.200%を超えれば、上記効果が飽和する。さらに、製造コストが嵩む。したがって、V含有量は0.050~0.200%である。V含有量の好ましい下限は0.055%である。V含有量の好ましい上限は0.195%である。

[0051] N : 0.0040~0.0200%

窒素(N)は、本高周波焼入れ用非調質鋼を熱間鍛造した後の冷却過程において、窒化物及び炭窒化物を形成して組織を微細化し、鋼を析出強化する。N含有量が0.0040%未満であれば、これらの効果が得られない。一方、N含有量が0.0200%を超えれば、熱間鍛造性が低下する。したがって、N含有量は0.0040~0.0200%である。N含有量の好ましい下限は0.0060%である。N含有量の好ましい上限は0.0150%である。

[0052] O : 0.0024%以下

酸素(O)は不可避に含有される。Oは鋼中で酸化物を形成し、特に、粒界C濃度低下元素であるMnと結合してMn酸化物を形成する。この場合、 γ 粒界のC濃度の低下に寄与する固溶Mnが低下する。O含有量が0.0024%を超えれば、固溶Mnが過剰に低減して、高周波焼入れにおいて加熱温度が1350℃を超えた場合、溶融割れが発生する。O含有量が0.0024%を超えればさらに、粗大な酸化物により疲労強度を低下させる。したがって、O含有量は0.0024%以下である。O含有量の好ましい上限は0.0020%であり、さらに好ましくは0.0017%である。

[0053] Cu : 0.05%以下

銅(Cu)は不純物である。Cuは粒界C濃度上昇元素であり、高周波焼入れ時における溶融割れの発生を促進する。具体的には、Cu含有量が0.

0.5%を超えれば、溶融割れが促進される。したがって、Cu含有量は0.05%以下である。Cu含有量の好ましい上限は0.04%である。

[0054] Ni : 0.05%以下

ニッケル (Ni) は不純物である。Ni は粒界C濃度上昇元素であり、高周波焼入れ時における溶融割れの発生を促進する。具体的には、Ni 含有量が0.05%を超えれば、溶融割れが促進される。したがって、Ni 含有量は0.05%以下である。Ni 含有量の好ましい上限は0.04%である。

[0055] 本実施の形態による高周波焼入れ用非調質鋼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、上記鋼を工業的に製造する際に、原料としての鉱石、スクラップ、または製造環境などから混入されるものを意味する。

[0056] [fn1 について]

上記化学組成ではさらに、式 (1) で定義された fn1 が50.0以下である。

$$fn1 = 80C^2 + 55C + 13Si + 4.8Mn + 30P + 30S + 1.5Cr \quad (1)$$

ここで、式 (1) 中の各元素記号には、対応する元素の含有量 (質量%) が代入される。

[0057] fn1 は、鋼の融点に起因する溶融割れの指標である。C、Si、Mn、P、S 及びCr はいずれも、鋼の融点を低下する。鋼の融点が低下すれば、高周波焼入れの加熱時に溶融割れが発生しやすくなる。fn1 が50.0以下であれば、鋼の融点の低下が抑制され、溶融割れの発生が抑制される。fn1 の好ましい上限は49.4である。

[0058] 一方、fn1 中のC、Si、Mn 及びCr は、鋼の焼入れ性を高める。そのため、鋼の焼入れ性を高めるための好ましい fn1 の下限は37.0である。

[0059] [fn2 について]

上記化学組成ではさらに、式 (2) で定義された fn2 が0.70~1.

0.0である。

$$f_n 2 = C + (Si / 10) + (Mn / 5) - (5S / 7) + (5Cr / 22) + 1.65V \quad (2)$$

ここで、式(2)中の各元素記号には、対応する元素の含有量(質量%)が代入される。

- [0060] $f_n 2$ は、鋼の内部硬さの指標である。C、Si、Mn、Cr及びVは、熱間鍛造後の鋼材の内部硬さを高める。一方、Sは、内部硬さを低下する。 $f_n 2$ が0.70未満であれば、鋼材の内部硬さが低すぎ、疲労強度が低下する。一方、 $f_n 2$ が1.00を超えれば、内部硬さが高すぎ、被削性が低下する。したがって、 $f_n 2$ は0.70～1.00である。 $f_n 2$ の好ましい下限は0.84である。 $f_n 2$ の好ましい上限は0.98である。

- [0061] [$f_n 3$ について]

上記化学組成ではさらに、式(3)で定義された $f_n 3$ が1.30以上である。

$$f_n 3 = -2C - Si + 2.33Mn + 0.26Cr + V - 1.5Cu - 1.5Ni \quad (3)$$

ここで、式(3)中の各元素記号には、対応する元素の含有量(質量%)が代入される。

- [0062] $f_n 3$ は、高周波焼入れ時において、1350℃を超える加熱温度におけるオーステナイト(γ)粒界でのC濃度の指標である。Si、Cu及びNiは粒界C濃度上昇元素であり、1350℃を超える加熱温度での γ 粒界へのC濃化を促進する。一方、Mn、Cr、Vは粒界C濃度低下元素であり、1350℃を超える加熱温度での γ 粒界でのC濃化を抑制する。 $f_n 3$ が1.30以上であれば、 γ 粒界でのC濃化が抑制される。そのため、高周波焼入れにおいて加熱温度が1350℃を超えても、溶融割れの発生が抑制される。 $f_n 3$ の好ましい下限は1.31であり、さらに好ましくは1.33である。 $f_n 3$ の好ましい上限は2.70であり、さらに好ましくは2.50である。

[0063] [鋼中の酸化物について]

本実施形態による高周波焼入れ用非調質鋼ではさらに、鋼中において、20.0質量%以上の酸素を含有する酸化物の個数に対する、20.0質量%以上の酸素及び10.0質量%以上のMnを含有するMn酸化物の個数の割合（Mn酸化物個数比NR = Mn酸化物の個数 / 酸化物の個数 × 100）が、10.0%以下である。

[0064] fn3に寄与するMnは、固溶Mnである。したがって、fn3が1.30以上であっても、Mn酸化物の生成量が多ければ、粒界C濃度低下元素としてCを固定する固溶Mnの含有量が低くなる。この場合、高周波焼入れにおいて加熱温度が1350℃を超えれば、溶融割れが発生する可能性がある。

[0065] そこで、本実施形態による高周波焼入れ用非調質鋼では、鋼中の酸化物のうち、Mn酸化物の割合をある程度低くする。本明細書において、20.0質量%以上の酸素を含有する介在物を、「酸化物」と定義する。さらに、この酸化物のうち、20.0質量%以上の酸素と、10.0質量%以上のMnとを含有する介在物を、「Mn酸化物」と定義する。このとき、本実施形態による高周波加熱用非調質鋼において、fn3が1.30以上であり、かつ、上記酸化物の個数に対するMn酸化物の個数の比（Mn酸化物個数比NR）が10.0%以下であれば、1350℃を超える加熱温度においても溶融割れの発生が抑制できる。

[0066] Mn酸化物個数比NRは、次の方法で測定する。高周波焼入れ用非調質鋼材が棒鋼である場合、棒鋼のR/2位置（棒鋼の長手方向に垂直な断面における、棒鋼の中心軸と外表面とを結ぶ直線（半径R）の中央位置）を中心とした、10mm×15mmの矩形状の観察面を含むサンプルを採取する。採取されたサンプルの観察面を鏡面研磨する。エネルギー分散型X線分析装置（EDX）を備えた走査型電子顕微鏡を用いて、鏡面研磨された観察面内の複数の介在物の成分を分析する。そして、観察面内において、上記酸化物、及び、上記Mn酸化物を特定する。特定された酸化物の総個数に対する、M

n 酸化物の総個数の比（＝ Mn 酸化物の個数／酸化物の個数×100）を、 Mn 酸化物個数比 NR （％）と定義する。

[0067] [任意元素について]

本実施形態の高周波焼入れ用非調質鋼はさらに、 Fe の一部に代えて、 Al を含有してもよい。

[0068] Al ：0～0.040％

アルミニウム（ Al ）は任意元素であり、含有されなくてもよい。含有される場合、 Al は鋼を脱酸する。 Al 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、 Al 含有量が0.040％を超えれば、粗大な酸化物を形成し、疲労強度の低下を誘発する懸念がある。したがって、 Al 含有量は0～0.040％である。上記効果をさらに有効に得るための Al 含有量の好ましい下限は0.005％である。 Al 含有量の好ましい上限は0.030％である。本明細書において、 Al 含有量は全 Al の含有量を意味する。

[0069] 本実施形態の高周波焼入れ用非調質鋼はさらに、 Fe の一部に代えて、 Ti 及び Nb からなる群から選択される1種以上を含有してもよい。これらの元素は任意元素であり、いずれも、炭窒化物を形成して鋼の靱性を高める。

[0070] Ti ：0～0.020％

チタン（ Ti ）は任意元素であり、含有されなくてもよい。含有される場合、 Ti は、高周波焼入れ用非調質鋼を熱間鍛造した後の冷却過程において、炭窒化物を形成して、オーステナイト結晶粒の粗大化を抑制する。そのため、熱間鍛造後の鋼材のパーライト組織が微細になり、鋼材の靱性が高まる。 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0.020％を超えれば、上記効果が飽和する。さらに、製造コストが嵩む。したがって、 Ti 含有量は0～0.020％である。上記効果をさらに有効に得るための Ti 含有量の好ましい下限は0.005％であり、さらに好ましくは0.008％である。 Ti 含有量の好ましい上限は0.015％である。

[0071] Nb : 0 ~ 0.020 %

ニオブ (Nb) は任意元素であり、含有されなくてもよい。含有される場合、Nbは、高周波焼入れ用非調質鋼を熱間鍛造した後の冷却過程において、炭窒化物を形成して、オーステナイト結晶粒の粗大化を抑制する。そのため、熱間鍛造後の鋼材の靱性が高まる。しかしながら、Nb含有量が0.020 %を超えれば、上記効果が飽和する。さらに、製造コストが嵩む。したがって、Nb含有量は0 ~ 0.020 %である。上記効果をさらに有効に得るためのNb含有量の好ましい下限は0.005 %であり、さらに好ましくは0.008 %である。Nb含有量の好ましい上限は0.015 %である。

[0072] 本実施形態の高周波焼入れ用非調質鋼はさらに、Feの一部に代えて、Pb及びCaからなる群から選択される1種以上を含有してもよい。これらの元素は任意元素であり、いずれも、鋼の被削性を高める。

[0073] Pb : 0 ~ 0.30 %

鉛 (Pb) は任意元素であり、含有されなくてもよい。含有される場合、Pbは鋼の被削性を高める。Pb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、Pb含有量が0.30 %を超えれば、鋼の熱間鍛造性が低下する。したがって、Pb含有量は0 ~ 0.30 %である。上記効果をさらに有効に得るためのPb含有量の好ましい下限は0.10 %であり、さらに好ましくは0.15 %である。Pb含有量の好ましい上限は0.27 %である。

[0074] Ca : 0 ~ 0.0100 %

カルシウム (Ca) は、任意元素であり、含有されなくてもよい。含有される場合、Caは、被削性を高める。Ca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、Ca含有量が0.0100 %を超えれば、粗大酸化物を形成し、鋼の疲労強度が低下する。したがって、Ca含有量は0 ~ 0.0100 %である。上記効果をさらに有効に得るためのCa含有量の好ましい下限は0.0010 %であり、さらに好ましくは0.0015 %である。Ca含有量の好ましい上限は0.0085 %である。

[0075] 本実施形態の高周波焼入れ用非調質鋼はさらに、Feの一部に代えて、Moを含有してもよい。

[0076] Mo : 0 ~ 0.20%

モリブデン (Mo) は任意元素であり、含有されなくてもよい。含有される場合、Moは鋼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0.20%を超えれば、熱間鍛造性が低下する。したがって、Mo含有量は0 ~ 0.20%である。上記効果をさらに有効に得るためのMo含有量の好ましい下限は0.05%である。Mo含有量の好ましい上限は0.17%である。

[0077] [製造方法]

本実施形態の高周波焼入れ用非調質鋼の製造方法の一例は次のとおりである。本実施形態の高周波焼入れ用非調質鋼の製造方法は、精錬工程と、 casting 工程と、熱間加工工程とを備える。

[0078] [精錬工程]

精錬工程では、上述の化学組成を有する溶鋼を製造する。具体的には、転炉を用いて溶銑に酸素を吹き付けて精錬し、Si及びMnが添加されていない溶鋼を製造する（一次精錬）。一次精錬後の溶鋼に対して、二次精錬を実施して、溶鋼を脱酸する。このとき、二次精錬において、溶鋼に対してSiをMn源よりも先に添加して脱酸する。そして、Siを添加した後、溶鋼に対して、Mn源を添加する。Mn源は、Fe-Mn合金及び／又は純メタリックマンガンである。Mn源中のMn含有量はat%で60 ~ 100%であり、かつ、Mn源中の酸素(O)含有量は1.0at%以下である。

[0079] 上述のMn源をSiより先に溶鋼に添加した場合、Mnが脱酸剤として機能する。そのため、Mn酸化物が過剰に生成される。この場合、Mn酸化物個数比NRが10.0%を超える。二次精錬において、上述のMn源をSi添加の後で溶鋼に添加することにより、Mn酸化物個数比を10.0%以下に低減できる。なお、Mn源をSi添加の後に溶鋼に添加しても、Mn源中の酸素(O)含有量が1.0at%を超える場合、Mn酸化物が過剰に生成

される。そのため、Mn酸化物個数比NRが10.0%を超える。

[0080] なお、二次精錬においてSi添加及びMn源添加後の溶鋼の化学組成が、本実施形態の高周波焼入れ用非調質鋼の化学組成の範囲内となるように、Si及びMn源を溶鋼に添加する。

[0081] [鑄造工程]

鑄造工程では、溶鋼を用いて、周知の鑄造方法により鑄片（スラブ又はブルーム）又は鋼塊（インゴット）を製造する。鑄造方法はたとえば、連続鑄造法や造塊法である。

[0082] [熱間加工工程]

熱間加工工程では、上記鑄造工程で製造された鑄片又は鋼塊に対して、熱間加工を実施して、本実施形態の高周波焼入れ用非調質鋼を製造する。本実施形態の高周波焼入れ用非調質鋼はたとえば、棒鋼である。熱間加工工程はたとえば、粗圧延工程と、仕上げ圧延工程とを含む。粗圧延工程はたとえば、分塊圧延である。仕上げ圧延工程はたとえば、連続圧延機を用いた仕上げ圧延である。連続圧延機ではたとえば、一对の水平ロールを有する水平スタンドと、一对の垂直ロールを有する垂直スタンドとが交互に一行に配列される。粗圧延工程及び仕上げ圧延工程での加熱温度はたとえば、1000～1300℃である。

[0083] 上述の熱間加工工程では、熱間圧延により高周波焼入れ用非調質鋼を製造する。しかしながら、熱間圧延に代えて、熱間鍛造により高周波焼入れ用非調質鋼を製造してもよい。

[0084] 以上の製造工程により、上述の高周波焼入れ用非調質棒鋼が製造される。なお、上述の製造方法は、熱間加工工程を実施した。しかしながら、本製造方法は熱間加工工程を省略してもよい。つまり、本実施形態の高周波焼入れ用非調質鋼は、鑄造品（鑄片又はインゴット）であってもよい。

[0085] また、本実施形態の鋼は非調質鋼である。したがって、高周波焼入れ用非調質鋼の製造工程において、焼入れ及び焼戻しを省略することができる。

[0086] [機械構造用部品の製造方法]

本実施形態の高周波焼入れ用非調質鋼を用いた機械構造用部品の製造方法の一例は次のとおりである。上述の高周波焼入れ用非調質鋼材（鋳片、インゴット、鋼片又は棒鋼）を熱間鍛造して、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。製造された中間品を大気中で放冷する。中間品を機械加工により所定の形状に切削する。切削後の中間品に対して、高周波焼入れを実施する。以上の工程により、機械構造用部品が製造される。

[0087] 高周波焼入れでは、求める硬化層深さに応じて加熱温度を調整する。硬化層深さを大きくする場合、加熱温度は高温になり、1350℃を超える場合もあり得る。本実施形態の高周波焼入れ用非調質鋼を用いてクランクシャフトに代表される機械構造用部品の製造する場合、仮に、1350℃を超えるような高温で高周波焼入れを実施しても、溶融割れの発生が抑制される。さらに、熱間鍛造後の機械構造用部品において、硬さを調整でき、優れた疲労強度及び被削性が得られる。

実施例

[0088] 種々の化学組成を有する複数の高周波焼入れ用非調質鋼を製造した。製造された鋼を用いて、高周波焼入れ後の鋼材の溶融割れの有無、及び、熱間鍛造後の鋼材の内部硬さを評価した。

[0089] [実験方法]

[高周波焼入れ用非調質鋼の製造]

70トン転炉での一次精錬及び二次精錬を実施して、表1及び表2に示す化学組成の溶鋼を製造した。

[0090]

[表1]

TABLE1

試験 番号	化学組成(単位は質量%, 残部はFe及び不純物)																				添加 順	NR (%)	溶融 割れ	HRC
	C	Si	Mn	P	S	Cr	V	N	O	Cu	Ni	fn1	fn2	fn3	Al	Ti	Nb	Pb	Ca	Mo				
1	0.44	0.21	1.10	0.015	0.022	0.20	0.144	0.0070	0.0015	0.01	0.01	49.1	0.95	1.64	0.014	-	-	-	-	-	Si→Mn	4.1	A	B
2	0.42	0.22	1.15	0.013	0.025	0.21	0.124	0.0081	0.0012	0.02	0.01	47.0	0.91	1.75	0.012	-	-	-	-	-	Si→Mn	5.2	A	A
3	0.37	0.20	1.43	0.017	0.022	0.18	0.143	0.0079	0.0019	0.01	0.02	42.2	0.94	2.54	0.020	-	-	-	-	-	Si→Mn	3.9	A	A
4	0.35	0.20	1.05	0.012	0.019	0.19	0.151	0.0076	0.0009	0.01	0.01	37.9	0.86	1.72	0.015	-	-	-	-	-	Si→Mn	3.8	A	B
5	0.45	0.22	1.02	0.014	0.014	0.15	0.142	0.0091	0.0013	0.01	0.01	49.8	0.93	1.41	0.013	-	-	-	-	-	Si→Mn	4.9	X	A
6	0.34	0.21	1.42	0.022	0.050	0.25	0.140	0.0113	0.0014	0.02	0.02	40.0	0.90	2.56	0.013	-	-	-	-	-	Si→Mn	2.8	A	X0
7	0.39	0.29	1.10	0.011	0.022	0.21	0.142	0.0081	0.0012	0.01	0.01	44.0	0.91	1.66	0.012	-	-	-	-	-	Si→Mn	4.1	A	A
8	0.39	0.28	1.33	0.017	0.055	0.23	0.166	0.0095	0.0015	0.02	0.02	46.1	0.97	2.20	0.013	-	-	-	-	-	Si→Mn	3.2	A	A
9	0.41	0.02	1.00	0.014	0.021	0.20	0.144	0.0079	0.0011	0.01	0.01	42.4	0.88	1.66	0.015	-	-	-	-	-	Si→Mn	5.4	A	A
10	0.40	0.01	1.04	0.012	0.024	0.21	0.147	0.0075	0.0012	0.02	0.02	41.3	0.88	1.75	0.016	-	-	-	-	-	Si→Mn	4.2	A	A
11	0.41	0.31	1.10	0.013	0.026	0.22	0.110	0.0091	0.0010	0.01	0.01	46.8	0.87	1.57	0.012	-	-	-	-	-	Si→Mn	2.7	X	A
12	0.40	0.22	1.49	0.012	0.022	0.21	0.139	0.0090	0.0012	0.02	0.02	46.1	0.98	2.59	0.011	-	-	-	-	-	Si→Mn	1.7	A	B
13	0.39	0.05	0.82	0.015	0.035	0.27	0.185	0.0082	0.0014	0.01	0.01	40.1	0.90	1.31	0.010	-	-	-	-	-	Si→Mn	2.1	A	B
14	0.40	0.24	1.55	0.014	0.024	0.19	0.142	0.0071	0.0013	0.01	0.03	46.8	0.99	2.70	0.015	-	-	-	-	-	Si→Mn	4.1	A	X1
15	0.37	0.02	0.79	0.014	0.035	0.28	0.195	0.0091	0.0014	0.01	0.01	37.2	0.89	1.32	0.017	-	-	-	-	-	Si→Mn	2.4	X	X0
16	0.39	0.21	1.10	0.027	0.022	0.20	0.145	0.0085	0.0012	0.01	0.01	43.4	0.90	1.74	0.014	-	-	-	-	-	Si→Mn	4.2	A	A
17	0.39	0.19	1.07	0.034	0.021	0.21	0.151	0.0079	0.0011	0.02	0.01	43.2	0.90	1.68	0.016	-	-	-	-	-	Si→Mn	5.3	X	A
18	0.40	0.20	1.10	0.014	0.094	0.21	0.162	0.0081	0.0013	0.01	0.01	46.2	0.89	1.75	0.011	-	-	-	-	-	Si→Mn	1.3	A	A
19	0.39	0.21	1.12	0.012	0.070	0.20	0.165	0.0078	0.0012	0.02	0.01	44.5	0.90	1.79	0.013	-	-	-	-	-	Si→Mn	0.8	A	A
20	0.41	0.21	1.09	0.012	0.016	0.20	0.143	0.0082	0.0012	0.01	0.01	45.1	0.92	1.67	0.012	-	-	-	-	-	Si→Mn	3.7	A	A
21	0.39	0.19	1.08	0.013	0.102	0.22	0.151	0.0092	0.0012	0.01	0.02	45.1	0.85	1.71	0.012	-	-	-	-	-	Si→Mn	1.2	X	B
22	0.39	0.22	1.06	0.012	0.023	0.29	0.141	0.0081	0.0012	0.01	0.01	43.1	0.91	1.66	0.011	-	-	-	-	-	Si→Mn	4.3	A	A
23	0.38	0.24	0.99	0.010	0.052	0.25	0.101	0.0077	0.0015	0.01	0.01	42.6	0.79	1.44	0.019	-	-	-	-	-	Si→Mn	2.4	A	A
24	0.39	0.20	1.02	0.011	0.061	0.12	0.112	0.0096	0.0011	0.01	0.01	43.5	0.78	1.51	0.018	-	-	-	-	-	Si→Mn	3.2	A	B
25	0.39	0.21	1.09	0.016	0.025	0.11	0.148	0.0085	0.0011	0.01	0.01	43.0	0.88	1.70	0.015	-	-	-	-	-	Si→Mn	4.1	A	B
26	0.40	0.22	1.12	0.015	0.025	0.35	0.145	0.0084	0.0009	0.02	0.02	44.8	0.95	1.77	0.016	-	-	-	-	-	Si→Mn	5.0	A	X1
27	0.41	0.20	1.10	0.013	0.021	0.08	0.144	0.0087	0.0015	0.01	0.01	45.0	0.89	1.68	0.013	-	-	-	-	-	Si→Mn	4.9	X	X0
28	0.41	0.18	1.11	0.014	0.022	0.21	0.145	0.0079	0.0014	0.01	0.02	45.1	0.92	1.74	0.039	-	-	-	-	-	Si→Mn	3.0	A	A
29	0.40	0.21	1.12	0.012	0.024	0.19	0.144	0.0084	0.0009	0.02	0.01	44.3	0.91	1.75	0.030	-	-	-	-	-	Si→Mn	4.1	A	A
30	0.38	0.21	1.11	0.012	0.022	0.22	0.198	0.0090	0.0012	0.02	0.03	41.9	0.98	1.80	0.014	-	-	-	-	-	Si→Mn	2.8	A	A
31	0.37	0.19	0.91	0.015	0.028	0.21	0.195	0.0132	0.0011	0.01	0.02	39.7	0.92	1.39	0.021	-	-	-	-	-	Si→Mn	4.0	A	A

[0091] [表2]

TABLE2

試験 番号	化学組成(単位は質量%, 残部はFe及び不純物)																				添加 順	NR (%)	溶融 割れ	HRC
	C	Si	Mn	P	S	Cr	V	N	O	Cu	Ni	fn1	fn2	fn3	Al	Ti	Nb	Pb	Ca	Mo				
32	0.39	0.24	1.05	0.013	0.029	0.24	0.055	0.0088	0.0009	0.01	0.01	43.4	0.75	1.51	0.019	-	-	-	-	-	Si→Mn	3.9	A	B
33	0.39	0.21	1.12	0.014	0.025	0.20	0.052	0.0082	0.0011	0.01	0.01	43.2	0.75	1.69	0.015	-	-	-	-	-	Si→Mn	5.1	A	B
34	0.39	0.20	1.08	0.013	0.021	0.20	0.047	0.0070	0.0010	0.01	0.01	42.7	0.73	1.61	0.015	-	-	-	-	-	Si→Mn	3.8	X	X0
35	0.40	0.20	1.14	0.012	0.025	0.20	0.141	0.0185	0.0010	0.02	0.02	44.3	0.91	1.79	0.012	-	-	-	-	-	Si→Mn	4.2	A	A
36	0.39	0.22	1.10	0.014	0.025	0.21	0.142	0.0150	0.0012	0.01	0.01	43.2	0.90	1.73	0.015	-	-	-	-	-	Si→Mn	5.4	A	A
37	0.39	0.18	1.09	0.015	0.026	0.19	0.147	0.0060	0.0011	0.01	0.02	42.7	0.89	1.73	0.011	-	-	-	-	-	Si→Mn	5.1	A	A
38	0.39	0.25	1.10	0.013	0.022	0.22	0.145	0.0041	0.0009	0.01	0.01	43.5	0.91	1.71	0.011	-	-	-	-	-	Si→Mn	4.2	A	A
39	0.41	0.24	1.14	0.013	0.024	0.20	0.144	0.0039	0.0013	0.01	0.01	46.0	0.93	1.76	0.014	-	-	-	-	-	Si→Mn	3.8	A	X0
40	0.39	0.21	1.21	0.015	0.022	0.21	0.164	0.0087	0.0023	0.02	0.01	43.6	0.96	2.00	0.011	-	-	-	-	-	Si→Mn	2.9	A	A
41	0.41	0.21	1.18	0.012	0.021	0.19	0.139	0.0079	0.0020	0.01	0.02	45.7	0.92	1.86	0.012	-	-	-	-	-	Si→Mn	3.9	A	A
42	0.39	0.20	1.11	0.012	0.022	0.19	0.141	0.0079	0.0017	0.01	0.01	42.9	0.89	1.77	0.015	-	-	-	-	-	Si→Mn	4.1	A	A
43	0.39	0.22	1.12	0.014	0.022	0.20	0.145	0.0090	0.0026	0.01	0.01	43.2	0.90	1.78	0.021	-	-	-	-	-	Si→Mn	5	X	A
44	0.40	0.15	1.41	0.011	0.021	0.20	0.151	0.0075	0.0011	0.04	0.02	44.8	0.98	2.45	0.013	-	-	-	-	-	Si→Mn	4.1	A	A
45	0.39	0.03	1.38	0.012	0.027	0.19	0.149	0.0081	0.0012	0.07	0.04	42.1	0.94	2.44	0.015	-	-	-	-	-	Si→Mn	4.7	X	A
46	0.41	0.11	1.12	0.014	0.025	0.21	0.144	0.0079	0.0009	0.02	0.04	44.3	0.91	1.79	0.011	-	-	-	-	-	Si→Mn	3.8	A	A
47	0.42	0.04	1.14	0.013	0.024	0.20	0.130	0.0082	0.0013	0.04	0.07	44.6	0.89	1.79	0.012	-	-	-	-	-	Si→Mn	4.1	X	A
48	0.42	0.27	1.47	0.012	0.025	0.19	0.135	0.0081	0.0012	0.02	0.01	49.2	0.99	2.45	0.012	-	-	-	-	-	Si→Mn	4.9	A	A
49	0.37	0.03	0.86	0.014	0.021	0.13	0.180	0.0082	0.0010	0.01	0.01	37.1	0.86	1.42	0.014	-	-	-	-	-	Si→Mn	3.8	A	A
50	0.42	0.27	1.39	0.024	0.065	0.24	0.142	0.0090	0.0009	0.02	0.02	50.4	0.97	2.27	0.017	-	-	-	-	-	Si→Mn	1.9	X	A
51	0.40	0.19	1.17	0.011	0.019	0.20	0.187	0.0079	0.0011	0.01	0.03	44.1	0.99	1.92	0.011	-	-	-	-	-	Si→Mn	3.9	A	B
52	0.41	0.21	1.12	0.014	0.021	0.21	0.175	0.0081	0.0012	0.01	0.01	45.5	0.98	1.78	0.010	-	-	-	-	-	Si→Mn	5.4	A	B
53	0.38	0.24	0.95	0.013	0.022	0.15	0.090	0.0082	0.0012	0.01	0.01	41.4	0.76	1.31	0.014	-	-	-	-	-	Si→Mn	3.6	A	B
54	0.39	0.06	0.92	0.013	0.021	0.17	0.065	0.0082	0.0014	0.01	0.01	40.1	0.71	1.38	0.013	-	-	-	-	-	Si→Mn	4.9	A	B
55	0.41	0.22	1.18	0.012	0.022	0.22	0.191	0.0084	0.0018	0.01	0.02	45.9	1.02	1.91	0.011	-	-	-	-	-	Si→Mn	3.7	A	X1
56	0.37	0.05	0.86	0.011	0.023	0.25	0.060	0.0079	0.0012	0.01	0.01	37.5	0.69	1.31	0.012	-	-	-	-	-	Si→Mn	2.6	A	X0
57	0.40	0.27	0.95	0.012	0.020	0.21	0.141	0.0087	0.0010	0.01	0.01	44.1	0.88	1.31	0.012	-	-	-	-	-	Si→Mn	3.8	A	A
58	0.42	0.28	1.01	0.014	0.024	0.11	0.140	0.0082	0.0013	0.04	0.04	47.0	0.89	1.28	0.010	-	-	-	-	-	Si→Mn	4.9	X	A
59	0.39	0.24	1.12	0.013	0.022	0.16	0.142	0.0079	0.0012	0.01	0.01	43.4	0.89	1.74	0.007	0.019	-	-	-	-	Si→Mn	4.1	A	A
60	0.39	0.23	1.14	0.011	0.021	0.21	0.138	0.0085	0.0009	0.01	0.01	43.4	0.90	1.81	0.010	-	0.02	-	-	-	Si→Mn	4.2	A	A
61	0.40	0.21	1.15	0.013	0.023	0.21	0.130	0.0081	0.0012	0.02	0.01	44.4	0.90	1.81	0.014	-	-	0.28	-	-	Si→Mn	5.1	A	A
62	0.42	0.20	1.16	0.012	0.025	0.22	0.143	0.0088	0.0011	0.01	0.02	46.8	0.94	1.82	0.015	-	-	-	0.01	-	Si→Mn	5.3	A	A
63	0.39	0.22	1.15	0.011	0.023	0.24	0.090	0.0092	0.0014	0.01	0.01	43.4	0.83	1.80	0.017	-	-	-	-	0.19	Si→Mn	4.8	A	A
64	0.38	0.21	1.12	0.011	0.020	0.16	0.141	0.0070	0.0013	0.01	0.02	41.7	0.88	1.78	-	-	-	-	-	-	Si→Mn	3.9	A	A
65	0.41	0.19	1.21	0.010	0.021	0.21	0.123	0.0069	0.0012	0.01	0.01	45.5	0.91	1.96	-	-	-	-	-	-	Si→Mn	4.2	A	A
66	0.42	0.17	1.04	0.009	0.019	0.20	0.061	0.0082	0.0013	0.02	0.01	45.6	0.78	1.48	-	-	-	-	-	-	Mn→Si	21.0	X	A
67	0.41	0.22	1.10	0.010	0.024	0.19	0.085	0.0085	0.0011	0.01	0.02	45.4	0.82	1.61	0.015	-	-	-	-	-	Mn→Si	13.8	X	A
68	0.41	0.28	0.98	0.010	0.022	0.24	0.091	0.0065	0.0014	0.01	0.01	45.7	0.82	1.31	-	-	-	-	-	-	Si→Mn+	16.1	X	B
69	0.42	0.27	1.01	0.012	0.023	0.18	0.087	0.0081	0.0011	0.02	0.02	46.9	0.82	1.32	0.012	-	-	-	-	-	Si→Mn+	11.4	X	A
70	0.42	0.26	1.42	0.021	0.067	0.20	0.110	0.0077	0.0012	0.01	0.01	50.3	0.91	2.34	-	-	-	-	-	-	Si→Mn	0.9	X	A
71	0.41	0.27	0.97	0.011	0.019	0.19	0.090	0.0080	0.0011	0.01	0.02	45.3	0.81	1.26	-	-	-	-	-	-	Si→Mn	4.9	X	A

[0092] 二次精錬での脱酸工程において、試験番号1～65では、溶鋼にSiを添

加した後、Mn源であるFe-Mn合金（酸素含有量は1.0at%以下）を添加した（表1及び表2中の「添加順」欄に「Si→Mn」で表記）。試験番号66及び67では、脱酸工程において、溶鋼に上記Fe-Mn合金（酸素含有量は1.0at%以下）を添加した後、Siを添加した（表1及び表2中の「添加順」欄に「Mn→Si」で表記）。試験番号68及び69では、脱酸工程において、溶鋼にSiを添加した後、Mn源であるFe-Mn合金（酸素含有量が1.0at%超）を添加した（表1及び表2中の「添加順」欄に「Si→Mn+」で表記）。

[0093] 製造された溶鋼を用いて、連続鋳造法により300mm×400mmの横断面を有する鋳片（ブルーム）を製造した。鋳片を分塊圧延して、横断面が180mm×180mmのビレットを製造した。ビレットを1250℃に加熱した後、熱間圧延して、直径80mmの棒鋼（高周波焼入れ用非調質鋼）を製造した。

[0094] [溶融割れ評価試験]

製造された棒鋼の長手方向に対して垂直な断面のR/2位置（棒鋼の長手方向に垂直な断面における、棒鋼の中心軸と外表面とを結ぶ直線（半径R）の中央位置）から、幅10mm、厚さ3mm、長さ10mmの試験片を機械加工により作製した。試験片の長さ方向は、棒鋼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、R/2位置と一致した。

[0095] 富士電波工機株式会社製の試験装置（商品名「熱サイクル試験装置」）を用いて、上記試験片に対して、高周波焼入れの模擬試験を実施した。具体的には、高周波コイルを用いて試験片を100℃/秒の昇温速度で1380℃まで加熱した。そして、試験片を1380℃で10秒間保持した。その後、試験片を水冷した。

[0096] 水冷後の試験片の長手方向に対して垂直な断面（観察面）を機械研磨した。機械研磨後の観察面をピクラール試薬にて腐食した。腐食された観察面を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。観察面は、250μm×400μmであった。

[0097] 図2は、溶融割れが発生したミクロ組織写真画像（試験番号45）であり、図3は溶融割れが発生しなかったミクロ組織写真画像（正常組織：試験番号16）である。

[0098] 観察面の組織において、粒界において5 μ m以上の幅で明瞭に腐食されている領域が観察される場合（たとえば、図2中の符号10）、溶融割れが発生したと判断した（表1及び表2中の「溶融割れ」欄において、「X」で示す）。一方、図3のように、粒界に腐食領域が観察されない場合、溶融割れが発生しなかったと判断した（表1及び表2中の「溶融割れ」欄において、「A」で示す）。図2及び図3に示すとおり、溶融割れの有無の確認は可能であった。

[0099] [ロックウェル硬さ試験]

製造された棒鋼に対して、熱間鍛造後の冷却を模擬する熱処理を実施した。具体的には、棒鋼を1100℃に加熱して30分保持した。その後、棒鋼を大気中で放冷した。

[0100] 熱処理後の棒鋼の長手方向に対して垂直な断面のR/2位置を中心としたR/2部（10mm×10mm）において、JIS Z 2245（2011）に準拠して、4点のロックウェルC硬さを測定した。そして、求めた4点の硬さの平均値を、「HRC硬さ」と定義した。

[0101] 内部硬さであるHRC硬さが20以上であれば、熱間鍛造後の機械構造用部品において、十分な疲労強度が得られることが判明している。一方、HRC硬さが28を超えれば、被削性が低下する。そこで、得られたHRC硬さに対して、表3のとおり評価した。

[0102] [表3]

TABLE3

HRC硬さ	評価
28超	X1(不可:被削性が低い)
26以上ー28以下	B(良好:疲労強度及び被削性が良好)
22以上ー26未満	A(優:疲労強度及び被削性に優れる)
20以上ー22未満	B(良好:疲労強度及び被削性が良好)
20未満	X0(不可:疲労強度が低い)

[0103] [Mn酸化物個数比NR測定試験]

各試験番号の高周波焼入れ用非調質鋼のMn酸化物個数比NRを次の方法で測定した。各試験番号の棒鋼のR／2位置（棒鋼の長手方向に垂直な断面における、棒鋼の中心軸と外表面とを結ぶ直線（半径R）の中央位置）を中心とした、10mm×15mmの矩形状の観察面を含むサンプルを採取した。採取されたサンプルの観察面を鏡面研磨した。エネルギー分散型X線分析装置（EDX）を備えた走査型電子顕微鏡を用いて、鏡面研磨された観察面内の複数の介在物の成分を分析した。そして、観察面内の酸化物、及び、Mn酸化物を特定した。具体的には、観察面内の介在物のうち、酸素を質量%で20.0%以上含有するものを、「酸化物」と特定した。また、酸化物のうち、Mnを質量%で10.0%以上含有するものを、「Mn酸化物」と特定した。特定された酸化物の総個数に対する、Mn酸化物の総個数の比（＝Mn酸化物の個数／酸化物の個数×100）を、Mn酸化物個数比NR（%）と定義した。

[0104] [試験結果]

試験結果を表1及び表2に示す。試験番号1～4、7～10、12、13、16、18～20、22～25、28～33、35～38、40～42、44、46、48、49、51～54、57、及び、59～65では、化学組成が適切であり、fn1～fn3も適切であった。さらに、製造条件が適切であったため、Mn酸化物個数比NRが10.0%以下であった。そのため、溶融割れは観察されなかった。さらに、HRC硬さが20～28の範囲内であり、十分な疲労強度及び被削性が得られることが予想できた。

[0105] 一方、試験番号5のC含有量は高すぎた。そのため、溶融割れが観察された。試験番号6のC含有量は低すぎた。そのため、HRC硬さが20未満であり、十分な疲労強度が得られないことが予想できた。

[0106] 試験番号11のSi含有量は高すぎた。そのため、溶融割れが発生した。

[0107] 試験番号14のMn含有量は高すぎた。そのため、HRC硬さが28を超え、十分な被削性が得られないことが予想できた。

[0108] 試験番号15のMn含有量は低すぎた。そのため、溶融割れが発生した。

さらに、HRC硬さが20未満であり、十分な疲労強度が得られないと予想できた。

[0109] 試験番号17のP含有量、及び、試験番号21のS含有量は高すぎた。そのため、いずれの試験番号においても、溶融割れが発生した。

[0110] 試験番号26のCr含有量は高すぎた。そのため、HRC硬さが28を超え、十分な被削性が得られないことが予想できた。

[0111] 試験番号27のCr含有量は低すぎた。そのため、溶融割れが発生した。さらに、HRC硬さが20未満であり、十分な疲労強度が得られないと予想できた。

[0112] 試験番号34のV含有量は低すぎた。そのため、溶融割れが発生した。さらに、HRC硬さが20未満であり、十分な疲労強度が得られないと予想できた。

[0113] 試験番号39のN含有量は低すぎた。そのため、HRC硬さが20未満であり、十分な疲労強度が得られないと予想できた。

[0114] 試験番号43のO含有量は高すぎた。そのため、溶融割れが発生した。

[0115] 試験番号45のCu含有量、及び、試験番号47のNi含有量は高すぎた。そのため、いずれの試験番号においても、溶融割れが発生した。

[0116] 試験番号50及び70では、fn1が高すぎた。そのため、溶融割れが発生した。

[0117] 試験番号55では、fn2が高すぎた。そのため、HRC硬さが28を超え、十分な被削性が得られないと予想できた。一方、試験番号56では、fn2が低すぎた。そのため、HRC硬さが20未満であり、十分な疲労強度が得られないと予想できた。

[0118] 試験番号58及び71では、fn3が低すぎた。そのため、溶融割れが発生した。

[0119] 試験番号66及び67では、二次精錬において、溶鋼にMn源を添加した後、Siを添加した。そのため、Mn酸化物個数比NRが10.0%を超えた。その結果、溶融割れが発生した。

[0120] 試験番号 68 及び 69 では、二次精錬において、溶鋼に Si を添加した後、Mn 源である Fe-Mn 合金を添加したものの、Fe-Mn 合金の酸素含有量が 1.0 at % を超えていた。そのため、Mn 酸化物個数比 NR が 10.0 % を超えた。その結果、溶融割れが発生した。

[0121] 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。

産業上の利用可能性

[0122] 本実施形態の高周波焼入れ用非調質鋼は、高周波焼入れされて製造される機械構造用部品用途に広く適用可能である。特に、熱間鍛造後に高周波焼入れされる機械構造用部品用途に好適である。

符号の説明

- [0123] 1 フィレット R 部
2 クランクシャフトのエッジ部
10 溶融割れ

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.35 ~ 0.44 %、

Si : 0.01 ~ 0.30 %未満、

Mn : 0.80 ~ 1.50 %、

P : 0.030 %以下、

S : 0.010 超 ~ 0.095 %、

Cr : 0.10 超 ~ 0.30 %、

V : 0.050 ~ 0.200 %、

N : 0.0040 ~ 0.0200 %、

O : 0.0024 %以下、

Cu : 0.05 %以下、

Ni : 0.05 %以下、

Al : 0 ~ 0.040 %、

Ti : 0 ~ 0.020 %、

Nb : 0 ~ 0.020 %、

Pb : 0 ~ 0.30 %、

Ca : 0 ~ 0.0100 %、及び、

Mo : 0 ~ 0.20 %を含有し、

式(1)で定義される f_{n1} が 50.0 以下であり、式(2)で定義される f_{n2} が 0.70 ~ 1.00 であり、式(3)で定義される f_{n3} が 1.30 以上であり、

残部は Fe 及び不純物からなり、

鋼中において、20.0質量%以上の酸素を含有する酸化物の個数に対する、20.0質量%以上の酸素及び10.0質量%以上のMnを含有するMn酸化物の個数の割合は、10.0%以下である、高周波焼入れ用非調質鋼。

$$f_{n1} = 80C^2 + 55C + 13Si + 4.8Mn + 30P + 30$$

$$S + 1.5Cr \quad (1)$$

$$f_n2 = C + (Si/10) + (Mn/5) - (5S/7) + (5Cr/22) + 1.65V \quad (2)$$

$$f_n3 = -2C - Si + 2.33Mn + 0.26Cr + V - 1.5Cu - 1.5Ni \quad (3)$$

ここで、式(1)～式(3)中の各元素記号には、対応する元素の含有量(質量%)が代入される。

[請求項2] 請求項1に記載の高周波焼入れ用非調質鋼であって、
Al: 0.005～0.040%を含有する、高周波焼入れ用非調質鋼。

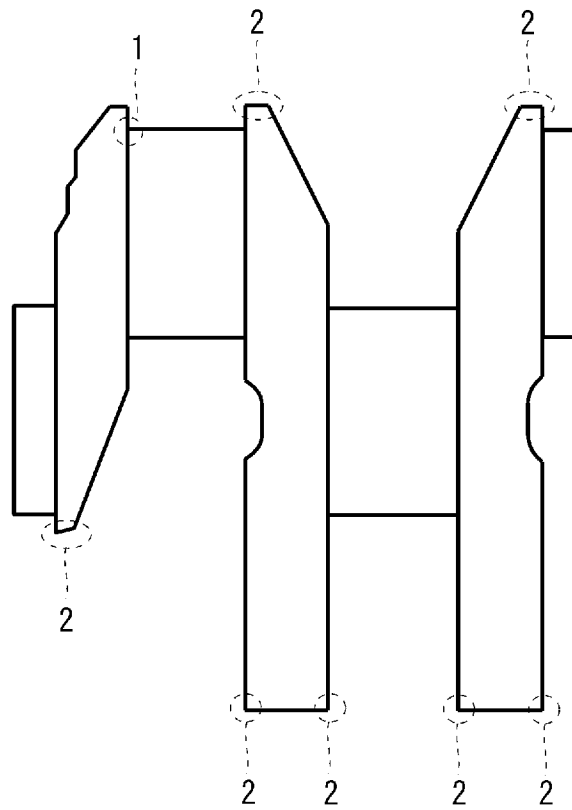
[請求項3] 請求項1又は請求項2に記載の高周波焼入れ用非調質鋼であって、
Ti: 0.005～0.020%、及び、
Nb: 0.005～0.020%からなる群から選択される1種以上を含有する、高周波焼入れ用非調質鋼。

[請求項4] 請求項1～請求項3のいずれか1項に記載の高周波焼入れ用非調質鋼であって、
Pb: 0.10～0.30%、及び、
Ca: 0.0010～0.0100%からなる群から選択される1種以上を含有する、高周波焼入れ用非調質鋼。

[請求項5] 請求項1～請求項4のいずれか1項に記載の高周波焼入れ用非調質鋼であって、
Mo: 0.05～0.20%を含有する、高周波焼入れ用非調質鋼。

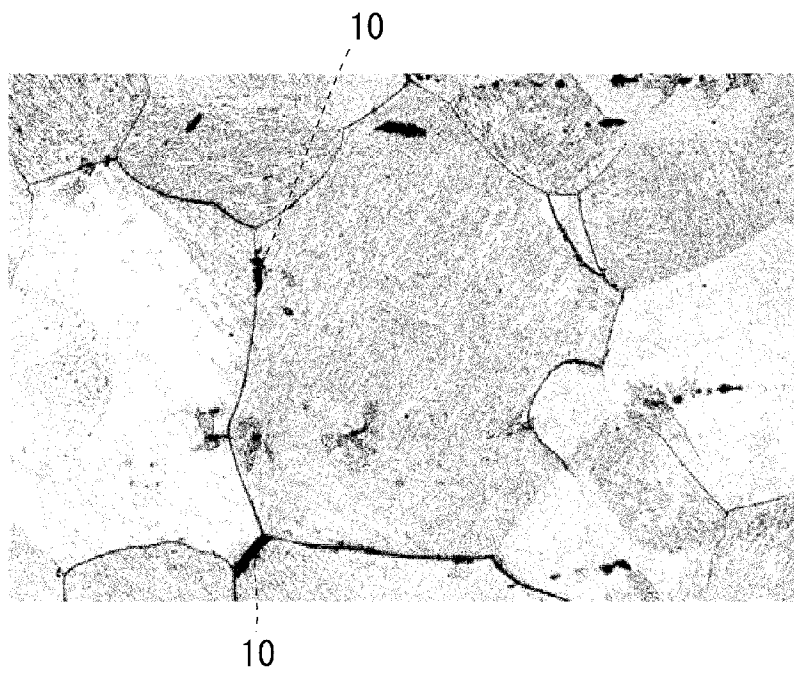
[図1]

FIG. 1



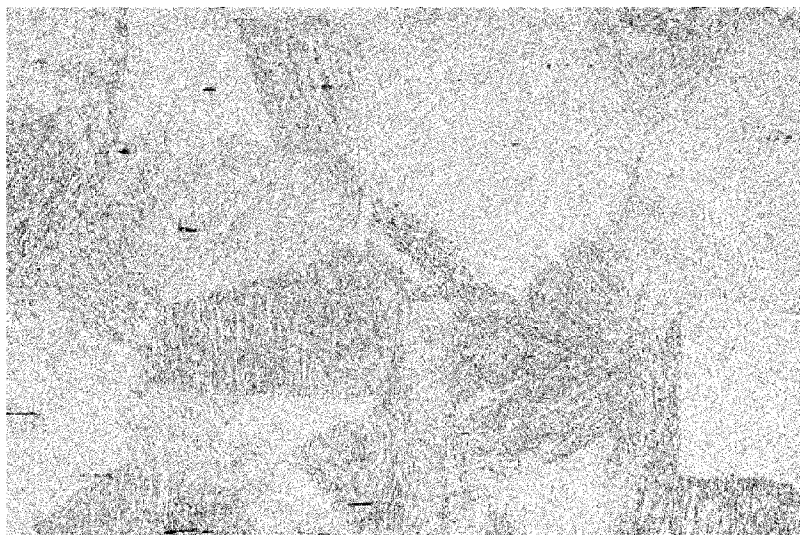
[図2]

FIG. 2



[図3]

FIG. 3



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2017/016441

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(2006.01)i, C22C38/60(2006.01)i, C21C7/06(2006.01)n, C21D8/06(2006.01)n, C21D9/30(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, C21C7/06, C21D8/06, C21D9/30

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	1996-2017
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2017	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2017

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 2010-7143 A (Kobe Steel, Ltd.), 14 January 2010 (14.01.2010), (Family: none)	1-5
A	JP 2011-26641 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 10 February 2011 (10.02.2011), (Family: none)	1-5
A	WO 2015/043060 A1 (PEKING UNIVERSITY FOUNDER GROUP CO., LTD.), 02 April 2015 (02.04.2015), & JP 2016-538417 A & US 2016/0215358 A1 & EP 3050993 A1 & CN 104032214 A	1-5

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

☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

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

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

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

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

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

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

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

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

"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search
26 July 2017 (26.07.17)

Date of mailing of the international search report
08 August 2017 (08.08.17)

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/JP2017/016441

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	WO 2015/043061 A1 (PEKING UNIVERSITY FOUNDER GROUP CO., LTD.), 02 April 2015 (02.04.2015), & JP 2016-540881 A & US 2016/0230247 A1 & EP 3050994 A1 & CN 104046914 A	1-5
A	WO 2013/077182 A1 (Nippon Steel & Sumitomo Metal Corp.), 30 May 2013 (30.05.2013), & JP 2013-108129 A & US 2014/0322066 A1 & EP 2784169 A1 & KR 10-2014-0079853 A & CN 103958714 A	1-5

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))

Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, C22C38/60(2006.01)i, C21C7/06(2006.01)n, C21D8/06(2006.01)n, C21D9/30(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 (IPC))

Int.Cl. C22C38/00 - 38/60, C21C7/06, C21D8/06, C21D9/30

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	1971-2017年
日本国実用新案登録公報	1996-2017年
日本国登録実用新案公報	1994-2017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 2010-7143 A (株式会社神戸製鋼所) 2010.01.14 (ファミリーなし)	1-5
A	JP 2011-26641 A (住友金属工業株式会社) 2011.02.10 (ファミリーなし)	1-5
A	WO 2015/043060 A1 (PEKING UNIVERSITY FOUNDER GROUP CO., LTD.) 2015.04.02 & JP 2016-538417 A & US 2016/0215358 A1 & EP 3050993 A1 & CN 104032214 A	1-5

☑ C欄の続きにも文献が列挙されている。

☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

「A」 特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの	「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
「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	「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
「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)	「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
「O」 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献	「&」 同一パテントファミリー文献
「P」 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願	

国際調査を完了した日

26.07.2017

国際調査報告の発送日

08.08.2017

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (ISA/J P)

郵便番号 100-8915

東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官 (権限のある職員)

川口 由紀子

4 K

5798

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

C (続き) . 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	WO 2015/043061 A1 (PEKING UNIVERSITY FOUNDER GROUP CO., LTD.) 2015.04.02 & JP 2016-540881 A & US 2016/0230247 A1 & EP 3050994 A1 & CN 104046914 A	1-5
A	WO 2013/077182 A1 (新日鐵住金株式会社) 2013.05.30 & JP 2013-108129 A & US 2014/0322066 A1 & EP 2784169 A1 & KR 10-2014-0079853 A & CN 103958714 A	1-5