

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局



(43) 国際公開日
2006年8月31日 (31.08.2006)

PCT

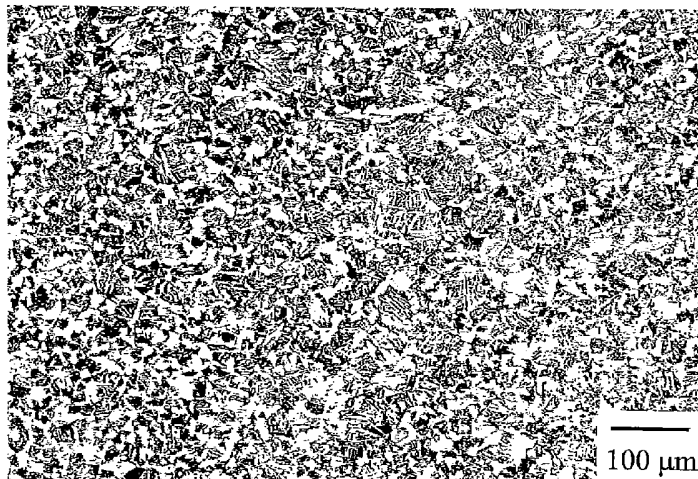
(10) 国際公開番号
WO 2006/090604 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) *C22C 38/60* (2006.01)
C21D 9/30 (2006.01) *C23C 8/26* (2006.01)
C22C 38/14 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2006/302433
- (22) 国際出願日: 2006年2月13日 (13.02.2006)
- (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2005-051775 2005年2月25日 (25.02.2005) JP
- (71) 出願人(米国を除く全ての指定国について): 住友金属工業株式会社 (SUMITOMO METAL INDUSTRIES, LTD.) [JP/JP]; 〒5410041 大阪府大阪市中央区北浜四丁目5番33号 Osaka (JP). 本田技研工業株式会社 (HONDA MOTOR CO., LTD.) [JP/JP]; 〒1078556 東京都港区南青山二丁目1番1号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者; および
 (75) 発明者/出願人(米国についてのみ): 佐野直幸 (SANO, Naoyuki) [JP/JP]; 〒5410041 大阪府大阪市中央区北浜四丁目5番33号 住友金属工業株式会社内 Osaka (JP). 松本斉 (MATSUMOTO, Hitoshi) [JP/JP]; 〒8028686 福岡県北九州市小倉北区許斐町1番地 株式会社住友金属小倉内 Fukuoka (JP). 中谷貴行 (NAKATANI, Takayuki) [JP/JP]; 〒5410041 大阪府大阪市中央区北浜四丁目5番33号 住友金属工業株式会社内 Osaka (JP). 鎌田芳彦 (KAMADA, Yoshihiko) [JP/JP]; 〒5410041 大阪府大阪市中央区北浜四丁目5番33号 住友金属工業株式会社内 Osaka (JP). 天野政樹 (AMANO, Masaki) [JP/JP]; 〒3510193 埼玉県和光市中央一丁目4番1号 株式会社本田技術研究所内 Saitama (JP). 浅井鉄也 (ASAI, Tetsuya) [JP/JP]; 〒3510193 埼玉県和光市中央一丁目4番1号 株式会社本田技術研究所内 Saitama (JP).

[続葉有]

(54) Title: NON-TEMPERED STEEL SOFT NITRIDED COMPONENT

(54) 発明の名称: 非調質鋼軟窒化処理部品



(57) Abstract: This invention provides a non-tempered steel soft nitrided component that, even when soft nitriding is carried out in such a state that tempering is omitted, has high fatigue strength and excellent bending correction properties. The soft nitrided component is characterized in that it is produced by soft-nitriding a machinical component of a non-tempered steel characterized by comprising by mass C: 0.30 to 0.45%, Si: 0.1 to 0.5%, Mn: 0.6 to 1.0%, Ti: 0.005 to 0.1%, and N: 0.015 to 0.030% with the balance consisting of Fe and impurities and having a mixed texture comprising bainite and ferrite or a mixed texture comprising bainite, ferrite, and pearlite, the bainite fraction in the mixed texture being 5 to 90%, and that the texture of the diffusion layer in the mixed texture is such that the size of a rod-like γ' nitride, in the longitudinal direction, present within ferrite grains in the diffusion layer is not more than 20 μ m. The steel as a material to be subjected to this soft nitriding treatment may contain one or more of Nb: 0.001 to 0.1%, Mo: 0.01 to 1.0%, Cu: 0.01 to 1.0%, Ni: 0.01 to 1.0%, B: 0.001 to 0.005%, S: 0.01 to 0.1%, and Ca: 0.0001 to 0.005%.

(57) 要約: 【課題】調質処理を省略した状態で軟窒化処理を施した場合にも、高い疲労強度と優れた曲げ矯正性を有する非調質鋼軟窒化処理部品を提供する。 【解決手段】 質量%で、C: 0.30~0.45%、Si:

[続葉有]



WO 2006/090604 A1



(74) 代理人: 穂上 照忠, 外(HONOUE, Terutada et al.); 〒6600892 兵庫県尼崎市東難波町五丁目 1 7 番 2 3 号 穂上特許事務所 Hyogo (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, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, HR, HU, ID, IL, IN, IS, KE, KG, KM, KN, KP, KR, KZ, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LV, LY, MA, MD, MG, MK, MN, MW, MX, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PG, PH, PL, PT, RO, RU, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, SY, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, YU, 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, LS, MW, MZ, NA, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, NL, PL, PT, RO, SE, SI, SK, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:

— 国際調査報告書

2文字コード及び他の略語については、定期発行される各PCTガゼットの巻頭に掲載されている「コードと略語のガイダンスノート」を参照。

0.1~0.5%、Mn: 0.6~1.0%、Ti: 0.005~0.1%およびN: 0.015~0.030%を含有し、残部がFe及び不純物よりなり、ベイナイト及びフェライトからなる混合組織またはベイナイト、フェライト及びパーライトからなる混合組織を有し、その混合組織中のベイナイト分率が5~90%であることを特徴とする非調質鋼からなる機械部品を軟窒化処理したものであって、その拡散層の組織は、拡散層のフェライト粒内に存在する棒状のγ'窒化物の長手方向の大きさが20μm以下であることを特徴とする軟窒化処理部品。この軟窒化処理を施される素材の鋼は、Nb: 0.001~0.1%、Mo: 0.01~1.0%、Cu: 0.01~1.0%、Ni: 0.01~1.0%、B: 0.001~0.005%、S: 0.01~0.1%、およびCa: 0.0001~0.005%のうちの1種以上を含有してもよい。

明 細 書

非調質鋼軟窒化処理部品

技術分野

[0001] 本発明は非調質鋼に軟窒化処理を施した機械部品に関する。詳しくは、自動車、産業機械及び建設機械等のクランクシャフトやコネクティングロッド等の軟窒化処理を施した機械部品に関する。

背景技術

[0002] 従来、自動車、産業機械及び建設機械等のクランクシャフトやコネクティングロッド等の機械部品は、熱間鍛造等の方法で熱間加工した後に調質処理(焼入れ、焼戻し、焼ならし(焼準)、焼鈍)を施して製造される。調質処理によって組織の均質化と微細化がもたらされる。調質処理の後、主として疲労強度を高める目的で、軟窒化処理が施される。

[0003] 軟窒化処理を施すことによってひずみが発生する。その歪は部品の寸法精度を害するので、軟窒化処理を施した後には曲げ矯正が行われることが多い。従って、軟窒化処理後の部品には、高い疲労強度と共に優れた曲げ矯正性が必要とされる。

[0004] 上記の「優れた曲げ矯正性」とは、大きな曲げ変位量に到るまで、部品の表面にき裂が入らないことを意味する。

[0005] 機械部品の製造においては、製造コスト削減および省エネルギーのために、調質処理を省略することが望まれており、近年、その要求は特に強まってきている。

[0006] しかし、調質処理を省略すると、熱間加工時に生成した不均質な組織が残存しやすく、また、熱間加工開始前の素材の加熱中に成長して粗大化した結晶粒が、そのまま製品中に残存し製品の機械的性質が低下する。そこで、通常、熱間加工の後に焼準処理を施してこの問題を解決している。熱間加工後に焼準処理を行わない場合には、結晶粒は粗大化したままであったり、熱間変形組織が部分的に残留した不均質な組織になる。従って、焼準処理を省略した材料では、軟窒化処理を施しても所望の疲労強度が得られない。

[0007] また、上記のように、軟窒化処理後の部品には曲げ矯正性が優れていることが必要

とされるが、調質処理を省略した場合には、上述した粗大結晶粒組織または／および不均一組織のために軟室化処理後の部品の曲げ矯正性は著しく劣ったものとなることが多い。

- [0008] 従って、コスト削減および省エネルギーを目的として調質処理を省略した場合にも、軟室化処理後に高い疲労強度と優れた曲げ矯正性を備えた機械部品の開発が望まれている。
- [0009] 以下では、調質処理の中の代表例として「焼準」を取り上げて説明する。焼準処理を省略した場合にも窒化処理後に高い疲労強度および優れた「曲げ矯正性」を備えた部品となり得る軟室化処理用非調質鋼を得る方法については、これまでも幾つかの提案がある。それらは下記の二つに大別される。
- [0010] (1)鋼の微細組織を調質鋼と同様にフェライトとパーライトに保ったままで熱間鍛造での組織の粗大化をできるだけ避ける方法(例えば、特許文献1～4参照)。
- [0011] (2)鋼の微細組織をベイナイトにする方法(例えば、特許文献5～9参照)。
- [0012] 特許文献1には、「合金元素の含有量が質量%で、C:0.15～0.40%、Si \leq 0.50%、Mn:0.20～1.50%、Cr:0.05～0.50%、残部Fe及び不可避不純物からなり、熱間加工後の組織が実質上フェライト・パーライト組織であり、フェライト面積率が30%以上、フェライト粒度番号が5番以上の粒度であり、かつ、パーライトの平均寸法が50 μ m以下であることを特徴とする窒化鋼」が開示されている。この鋼は、焼準処理を省略しても窒化処理後の疲労強度及び曲げ矯正性に優れていると記載されている。
- [0013] 特許文献2には、「鋼に窒化処理してなる窒化処理部品であって、前記鋼が、合金成分として質量%で、C:0.15～0.40%、Si:0.50%以下、Mn:0.20～1.50%、Cr:0.05～0.50%を含有し、残部Fe及び不可避的不純物からなり、かつ、前記鋼は、熱間加工ままで、フェライトとパーライトからなる混合組織を有し、前記フェライトの結晶粒の平均寸法が50 μ m以下であり、前記パーライトの結晶粒の平均寸法が50 μ m以下であり、前記窒化処理による平均硬化深さが0.3mm以上であり、かつ、前記硬化深さの変動が0.1mm以内であることを特徴とする窒化処理部品」が開示されている。そして、この部品が、熱間鍛造後の焼準処理を省略して窒化処理されたも

のであっても、疲労強度及び曲げ矯正性に優れていると記載されている。

- [0014] 特許文献3には、「重量%で、C:0.20~0.60%、Si:0.05~1.0%、Mn:0.3~1.0%、P:0.05%以下、S:0.005~0.10%、Cr:0.3%以下、Al:0.08%以下、Ti:0.03%以下、N:0.008~0.020%、Ca:0.005%以下、Pb:0.30%以下、Cu:0.30%以下、Ni:0.30%以下、Mo:0.30%以下、V:0.20%以下、Nb:0.05%以下、且つ、 $221C(\%) + 99.5Mn(\%) + 52.5Cr(\%) - 304Ti(\%) + 577N(\%) + 25 \geq 150$ を満たし、残部はFe及び不可避不純物の化学組成であつて、組織が、フェライト及びパーライトからなり、そのフェライト分率が10%以上であることを特徴とする軟窒化処理用鋼材」等が開示されている。
- [0015] この特許文献3には、疲労強度を含有元素の回帰式として表現して、その因子が特定の大きさ以上であると共に、組織がフェライト及びパーライトからなりそのフェライト分率が10%以上であれば、焼準処理を省略しても疲労強度及び曲げ矯正性に優れた窒化処理部品が得られると記載されている。
- [0016] 特許文献4には、「重量%で、C:0.30~0.43%、Si:0.05~0.40%、Mn:0.20~0.60%、P:0.08%以下、S:0.10%以下、sol. Al:0.010%以下、Ti:0.013%以下、Ca:0.0030%以下、Pb:0.20%以下およびN:0.010~0.030%を含有し残部がFeおよび不純物からなり、不純物中のCrが0.10%以下、Vが0.01%以下であることを特徴とする窒化用鋼」等が開示されている。
- [0017] この特許文献4には、焼準処理を省略して窒化処理を施しても、窒化層における硬さ勾配をなだらかにすることにより、疲労強度及び曲げ矯正性に優れた製品が得られると記載されている。
- [0018] 特許文献5には、「C:0.1~0.35%、Si:0.05~0.35%、Mn:0.6~1.50%、P:0.01%以下、S:0.015%以下、Cr:1.1~2.0%、Mo:0.5~1.0%、V:0.03~0.13%、B:0.0005~0.0030%、Ti:0.01~0.04%、Al:0.01~0.04%、残部:Feおよび不可避的不純物からなることを特徴とする高疲労強度構造用鋼」等が開示されている。
- [0019] この特許文献5では、Crは焼入れ性及び窒化硬化性を向上させるのに有効で、Vは析出する炭化物を微細化して疲労強度を高めるのに有効とされている。ここで、Cr

による窒化硬化性は、Cr窒化物の析出によるものであるので、ここでの疲労強度の向上はCr及びVによる析出強化に基づくものである。しかし、この特許文献5では、いったん製造された鋼材に対して再度加熱し冷却してベイナイト組織としており、この鋼は、調質鋼の範疇に含まれるものである。

[0020] 特許文献6には、「質量%で、C:0.1~0.3%未満、Si:0.01~1.0%、Mn:1.5~3.0%、Cr:0.01~0.5%、Mo:0.1~1.0%、酸可溶Al:0.01~0.045%、N:0.005~0.025%を含有し、残部Feおよび不可避不純物からなることを特徴とする軟窒化処理用非調質鋼」等が開示されている。

[0021] この特許文献6では、熱間加工温度から空冷することによって得られるベイナイト組織を有する鋼は、強靱性に優れると共に、軟窒化処理を施した後に優れた曲げ矯正性を有するとされている。ここで、ベイナイトの硬さが硬くなり過ぎて機械加工性を損なわないようにするためにC濃度は0.3%未満とされ、ベイナイトを生成させるための鋼の焼入れ性を確保するためにMn濃度は1.5%以上と規定されている。また、0.01~0.05%のCrを添加して、Cr窒化物による析出強化で窒化層の硬さ増大を図るとしている。即ち、この特許文献6では、ベイナイト組織によって曲げ矯正性が改善されるのは、ベイナイトがフェライト・パーライト組織に比べて、同じ硬さでは靱性が高いためであるとの理由で、上述したように、ベイナイトの硬さが硬くなり過ぎないように、C濃度を0.3%未満としている。しかし、C濃度が0.3%未満では、耐摩耗性の不足が懸念される。クランクシャフトやコネクティングロッド等の機械部品では耐摩耗性も非常に重要な因子である。

[0022] 特許文献7には、「重量%で、C:0.05~0.30%、Si:1.20%以下、Mn:0.60~1.30%、Cr:0.70~1.50%、Al:0.10%以下、N:0.006~0.020%、V:0.05~0.20%、Mo:0~1.00%、B:0~0.0050%、S:0~0.060%、Pb:0~0.20%、Ca:0~0.010%、かつ、 $0.60 \leq C + 0.1Si + 0.2Mn + 0.25Cr + 1.65V \leq 1.35$ 、または、 $0.60 \leq C + 0.1Si + 0.2Mn + 0.25Cr + 1.65V + 0.55Mo + 8B \leq 1.35$ 、残部Feおよび不可避的不純物、から成る鋼組成を有し、熱間圧延後あるいは熱間鍛造後冷却して、熱処理なしで、芯部硬さがHv200~300、組織がベイナイトまたはフェライト分率が80%未満の「フェライト+ベイナイト」の混合組織

としたことを特徴とする軟窒化処理用鋼」が開示されている。

- [0023] この特許文献7の発明でも、特許文献5と同様にCr及びVによる析出強化を利用して疲労強度の向上を図るという思想が採用されている。しかし、特許文献6と同様に、C濃度が0.3%未満と規定されているために、耐摩耗性の面での懸念が拭いきれない。
- [0024] 特許文献8には、「重量%で、C:0.15~0.40%、Si:1.20%以下、Mn:0.60~1.80%、Cr:0.20~2.00%、Al:0.02~0.10%、N:0.006~0.020%、V:0.05~0.20%を含有し、残部Feおよび不可避的不純物から成る鋼、かつ、 $0.60 \leq C + 0.1Si + 0.2Mn + 0.25Cr + 1.65V \leq 1.35$ 、および、 $0.25Cr + 2V \leq 0.85$ の条件を有する鋼を用い、熱間圧延あるいは熱間鍛造後冷却して、熱処理なしで、芯部硬さがHv200~300、組織が「フェライト+パーライト」または「ベイナイト分率が20%未満のフェライト+パーライト(+ベイナイト)」の混合組織を有し、それに軟窒化処理を施すことにより、高い表面硬さと深い硬化深さ、さらに低い熱処理歪特性を有することを特徴とする軟窒化処理用鋼」が開示されている。
- [0025] この特許文献8の鋼は、C濃度が0.15~0.40%であるから、耐摩耗性は向上していると予想される。しかし、この鋼についても、特許文献7の発明と同様にCr及びVによる析出強化を利用して疲労強度の向上を図るという思想が採用されている。
- [0026] 特許文献9には、「C:0.15~0.35%、Mn:1.00~3.00%、Cr:0~0.15%、V:0~0.02%、Cu:0.50~1.50%、Ni:Cu含有量の0.4倍以上を含有し、B、NおよびTiの含有量が、 $B_{sol} = B - (11/14) \{N - (14/48)Ti\}$ で定義される B_{sol} で0.0010~0.0030%であり、残部がFeおよび不可避的不純物元素からなることを特徴とする非調質窒化鍛造部品」が開示されている。
- [0027] この特許文献9では「窒化用鋼としてはフェライト主体組織とするか、それが困難な場合にはフェライト+パーライト組織よりもマルテンサイトあるいはベイナイトの単相組織が望ましい」とされている。ここでは、Cr及びVによる析出強化は避けているが、代わりにCuによる析出強化を利用するという思想である。また、ベイナイト単相組織を得るために、Mn濃度を1.0%以上にしなければならないとしており、ベイナイト単相の非調質鋼を志向している。

一方、軟窒化処理条件の工夫に関しては、従来、化合物層を形成させるための時間を短縮させる軟窒化処理方法(特許文献10参照)、化合物層の耐食性を高める軟窒化処理方法(特許文献11参照)及び打痕に対する抵抗性を高める軟窒化処理方法(特許文献12参照)が開示されているが、疲労強度や曲げ矯正性を向上させるための軟窒化処理方法は検討されていない。

[0028] 例えば、特許文献12では、軟窒化処理後にさらに、オーステナイト温度域に加熱して急冷する焼入れ処理によって拡散層と母材基地をマルテンサイト化して、これを再び焼戻すという熱処理を行って、機械部品の耐摩耗性や打痕に対する抵抗性を高める軟窒化処理方法が開示されている。しかしながら、軟窒化処理自体は、ガス軟窒化処理を標準温度(570～580℃)で行う、とされているのみである。

[0029] 特許文献1:特開平9-291339号公報
特許文献2:特開平9-324258号公報
特許文献3:特開平9-324241号公報
特許文献4:特開平10-46287号公報
特許文献5:特開平5-65592号公報
特許文献6:特開2000-309846号公報
特許文献7:特開平7-157842号公報
特許文献8:特開平8-176733号公報
特許文献9:特開2000-160287号公報
特許文献10:特開2003-253420号公報
特許文献11:特開2002-302756号公報
特許文献12:特開平11-269631号公報

発明の開示

発明が解決しようとする課題

[0030] 上記のとおり、ベイナイト組織を活用することによって、軟窒化処理の後に疲労強度と曲げ矯正性に優れた部品となる軟窒化処理用非調質鋼を得る方法は既に知られている。しかしながら、添加合金元素による析出強化で疲労強度を高めることは、一方で、曲げ矯正性を低下させる。即ち、高い疲労強度と優れた曲げ矯正性を両立さ

せるという課題は、未だ解決されていない。

[0031] また、近年の更なる部品の高強度化の要請に応えるために、これまで以上に高い疲労強度を有し、しかも曲げ矯正性にも優れた軟窒化処理部品用の非調質鋼が求められている。しかし、上記した従来の「析出強化及び組織のベイナイト化」という技術では、必ずしもそうした要請には応えることができなかった。

[0032] こうした状況に鑑み、発明者らの一部は、先に、調質処理を省略した状態で軟窒化処理を施した場合にも、高い疲労強度と優れた曲げ矯正性を有する部品となる非調質軟窒化処理用鋼を提供することを目的とする発明を完成してPCT/JP2004/012372として出願した。この発明の要旨とするところは、「質量%で、C:0.30~0.45%、Si:0.1~0.5%、Mn:0.6~1.0%、Ti:0.005~0.1%およびN:0.015~0.030%を含有し、残部がFe及び不純物よりなり、ベイナイト及びフェライトからなる混合組織またはベイナイト、フェライト及びパーライトからなる混合組織を有し、その混合組織中のベイナイト分率が5~90%であることを特徴とする軟窒化処理用非調質鋼」にある。なお、この鋼は、Nb:0.003~0.1%、Mo:0.01~1.0%、Cu:0.01~1.0%、Ni:0.01~1.0%、B:0.001~0.005%、S:0.01~0.1%、およびCa:0.0001~0.005%のうち1種以上を含有してもよいものである。

[0033] 本発明の目的は、この非調質軟窒化処理用鋼を踏まえて、調質処理を省略した状態で軟窒化処理を施した場合であっても、さらに改善された高い疲労強度と優れた曲げ矯正性を有する機械部品を提供することにある。

課題を解決するための手段

[0034] 発明者らは、PCT/JP2004/012372の出願の後も、引き続き、研究を行ってきた。その結果、軟窒化処理時の冷却速度を工夫することにより、軟窒化処理後の部品の疲労強度と曲げ矯正性をさらに向上させ得ることに気付き、さらに検討を重ねた結果、下記の知見を得た。

[0035] (a) 軟窒化処理後の拡散層の領域に観察される析出物のうち、鉄窒化物は専ら、軟窒化処理の冷却過程において生成し、その生成挙動は冷却条件に強く依存する。

[0036] (b) 拡散層に生成する主たる鉄窒化物は棒状の γ' -Fe₄Nと円板状の α'' -Fe₁₆

N₂である。

(c) 拡散層におけるこれら鉄窒化物の生成の有無は、軟窒化処理された機械部品の疲労強度と曲げ矯正性に大きく影響する。特に、棒状の γ' 窒化物である $\gamma'-Fe_4N$ の析出が、疲労強度を大きく低下させる。

(d) 拡散層におけるフェライト粒での窒素の存在形態を調整すること、すなわち、軟窒化処理時に導入される窒素を鉄窒化物として析出させることなく、できるだけ、過飽和な固溶窒素として、フェライトの強化を図ることで、軟窒化処理後の部品に、優れた疲労強度と曲げ矯正性を持たせることができる。

[0037] 本発明は上記の知見に基づいて完成されたものである。

[0038] 本発明の要旨は、下記の非調質鋼軟窒化処理部品にある。

[0039] (1) 質量%で、C:0.30~0.45%、Si:0.1~0.5%、Mn:0.6~1.0%、Ti:0.005~0.1%およびN:0.010~0.030%を含有し、残部がFe及び不純物よりなり、ベイナイト及びフェライトからなる混合組織またはベイナイト、フェライト及びパーライトからなる混合組織を有し、その混合組織中のベイナイト分率が5~90%であることを特徴とする非調質鋼を軟窒化処理した軟窒化処理部品であって、その拡散層のフェライト粒内に存在する γ' 窒化物の長手方向の大きさが20 μ m以下であることを特徴とする軟窒化処理部品。

[0040] (2) 質量%で、C:0.30~0.45%、Si:0.1~0.5%、Mn:0.6~1.0%、Ti:0.005~0.1%およびN:0.010~0.030%を含有し、下記の第1元素群から選んだ1種以上の元素及び第2元素群から選んだ1種以上の元素のうち的一方又は両方を含有し、残部がFe及び不純物よりなり、ベイナイト及びフェライトからなる混合組織またはベイナイト、フェライト及びパーライトからなる混合組織を有し、その混合組織中のベイナイト分率が5~90%であることを特徴とする非調質鋼を軟窒化処理した軟窒化処理部品であって、その拡散層のフェライト粒内に存在する γ' 窒化物の長手方向の大きさが20 μ m以下であることを特徴とする軟窒化処理部品。

第1元素群:

Nb:0.001~0.1%、

Mo:0.01~1.0%、

Cu:0.01~1.0%、

Ni:0.01~1.0%、および

B:0.001~0.005%

第2元素群:

S:0.01~0.1%、および

Ca:0.0001~0.005%

なお、ここでいう「拡散層」とは、JIS G0562で定義されているもので、軟窒化処理された部品の表面層のうちの化合物層を除いた、窒素、炭素などの拡散が認められる層である。また、「 γ' 窒化物」とは、前記の $\gamma'-\text{Fe}_4\text{N}$ のことである。

発明の効果

[0041] 本発明によれば、非調質鋼を素材として、疲労強度及び曲げ矯正性に優れた高強度の軟窒化処理部品が得られる。したがって、部品製造コストの削減が可能になる。

発明を実施するための最良の形態

[0042] 以下、本発明の各要件について説明する。なお、各元素の含有量の「%」表示は「質量%」を意味する。

[0043] (A)化学組成

C:0.30~0.45%

Cは、「ベイナイト+フェライト」または「ベイナイト+フェライト+パーライト」の混合組織を得るための必須の元素である。オーステナイトの安定化及び材料の耐摩耗性の確保のために0.30%以上の含有量が必要である。一方、0.45%を超えると焼入性が上がり過ぎて有害なマルテンサイトの生成を招きやすくなる。従って、C含有量の適正範囲は、0.30~0.45%である。

[0044] Si:0.1~0.5%

Siは、脱酸剤として製鋼工程で添加されるが、フェライトの固溶強化にも効くので0.1%以上の含有量が必要である。一方、Si含有量が0.5%を超えると、鋼の熱間変形抵抗を高めたり、靱性や被削性を劣化させたりしてしまう。従って、Si含有量の適正範囲は0.1~0.5%である。

[0045] Mn:0.6~1.0%

Mnは、Siと同様に脱酸剤として製鋼工程で添加される。また、オーステナイトを安定化して「ベイナイト+フェライト」の混合組織、または「ベイナイト+フェライト+パーライト」の混合組織を得るための必須の元素である。さらに、Mnは鋼中のSと結合してMnSを形成し、被削性改善にも効果がある。

[0046] 上記の混合組織において、ベイナイト分率は5%以上でなければならない。そして、この分率のベイナイトを生成させるような焼入性を確保するためには、0.6%以上のMnの含有量が必要である。一方、Mnの含有量が1.0%を超えると焼入性が上がり過ぎて有害なマルテンサイトの生成を招きやすくなる。従って、Mnの含有量の適正範囲は0.6~1.0%である。

[0047] Ti:0.005~0.1%

Tiは、熱間加工時の結晶粒粗大化を抑えるためのピンニング粒子を形成させるために必須の元素である。ピンニング粒子としてはTiの窒化物、炭化物、炭窒化物があり、十分な分布密度のピンニング粒子を生成させるためには、0.005%以上の含有量が必要である。一方、Fe窒化物を作って母材強度の増大に寄与する鋼中のNを消費し尽くさないためには、Ti含有量を0.1%以下に抑える必要がある。以上の理由で、Ti含有量の適正範囲は0.005~0.1%である。一層望ましいのは0.01~0.05%である。

[0048] N:0.010~0.030%

Nは、オーステナイトを安定化して「ベイナイト+フェライト」の混合組織または「ベイナイト+フェライト+パーライト」の混合組織を得るため、結晶粒粗大化を抑えるためのピンニング粒子を構成するためと固溶窒素として固溶強化に寄与して母材強度を増大させるために添加する。ここで、ピンニング粒子として消費される分を考慮すると0.010%以上の含有が必要である。一方、Nが0.030%を超えるとインゴット中で気泡欠陥が生成して材質を損なうことがある。従って、Nの含有量の適正範囲は、0.010~0.030%である。望ましいのは0.015~0.030%であり、より望ましいのは0.015~0.025%である。

[0049] 本発明の軟窒化処理部品の素材として用いられる軟窒化処理用非調質鋼の一つは、上述の元素の他、残部がFeと不純物とからなる鋼である。

[0050] 本発明の軟窒化処理部品の素材として用いられる軟窒化処理用非調質鋼の他の一つは、上述の元素に加えて、更に前記の第1元素群から選んだ1種以上の元素及び第2元素群から選んだ1種以上の元素のうち的一方又は両方を含有し、残部がFeと不純物とからなる鋼である。

[0051] 第1群に属する元素、即ち、Nb、Mo、Cu、NiおよびBは、本発明鋼の強度を高めるとして共通の作用効果を有する。それぞれの作用効果および含有量の限定理由は下記のとおりである。

[0052] Nb:0.001~0.1%

Nbは、熱間加工時の結晶粒粗大化を抑えるためのピンニング粒子を形成させるために利用できる元素である。また、熱間加工を終えてからの冷却中に微細な炭窒化物となって析出し、母材の強度を高めるのにも効果がある。こうした効果を得るためには0.001%以上の含有量が必要である。一方、含有量が0.1%を超えても効果は飽和する上、製鋼時に粗大な溶解残りの炭窒化物を形成して鋼片の品質を劣化させることがある。従って、Nbを添加する場合には、その含有量を0.001~0.1%とするのが良い。望ましいのは0.003~0.1%、より望ましいのは0.005~0.1%、最も望ましいのは0.005~0.05%である。

[0053] Mo:0.01~1.0%

Moは、鋼の焼入性を高めて高強度化に寄与し、かつ靱性の向上にも有効な元素である。また、Moを添加すると「ベイナイト+フェライト」の混合組織、または「ベイナイト+フェライト+パーライト」の混合組織が得やすくなる。こうした効果を得るには、0.01%以上の含有量が必要である。一方、Moの含有量が1.0%を超えると、焼入性が過度に高まるが故に、マルテンサイトの生成が促進されて、軟窒化処理後の曲げ矯正性や靱性を劣化させる。従って、Moを添加する場合には、その含有量を0.01~1.0%とするのが良い。より望ましい含有量は0.05~0.6%である。

[0054] Cu:0.01~1.0%、Ni:0.01~1.0%

Cuを添加する場合は、その固溶強化及びオーステナイト安定化によるベイナイト分率の増大を期待する。従って、Cuは0.01%以上を含有させる。

[0055] Cu及びNiには、炭窒化物形成による析出強化の作用はないが、Cuはフェライト中

に時効析出して析出強化に寄与し得る。ただし、一般的な軟窒化処理の温度(580℃程度)と処理時間(数時間程度)を時効処理に代わるものとしたとき、充分なCuの析出を起こさせるためにはCuの含有量を1.0%以上とする必要がある。ところが、本発明の軟窒化処理部品では、軟窒化処理時にことさらCuの時効硬化作用を期待する必要はない。さらに、Cuの融点は1085℃と低いので、製鋼工程での凝固過程で液相として残存する時間が長く、従って、鋼の粒界に偏析して熱間割れを誘起する。この弊害を除くために、本発明鋼においては、Cu含有量の上限を1.0%とする。なお、Cuを多く添加する場合は、上記の弊害を防ぐためにNiを添加するのが望ましい。

[0056] NiもCuと同様、オーステナイト安定化元素であり、固溶強化及び望ましいベイナイト分率の確保に効果があるので、0.01%以上含有させるのが好ましい。一方、1.0%を超える量含有させても、その効果は飽和し、素材コストが増大するだけなので、その上限を1.0%とした。なお、Cuと併用する場合は、前記の熱間割れを防止する効果を確実にするために、Cuの含有量の1/2以上のNiを含有させるのが望ましい。

[0057] B:0.001~0.005%

Bは、鋼の焼入れ性を高めて、「ベイナイト+フェライト」の混合組織、または「ベイナイト+フェライト+パーライト」の混合組織の生成を促す。0.001%以上の含有量でその効果が明瞭に発現する。一方、Bの含有量が0.005%を超えると鋼の靱性が損なわれる。従って、Bを添加する場合には、その含有量を0.001~0.005%とするのが良い。

[0058] 第2群の元素は、SとCaであり、これらは本発明の軟窒化処理部品の素材として用いられる軟窒化処理用非調質鋼の被削性を改善する。それぞれの含有量の限定理由は下記のとおりである。

[0059] S:0.01~0.1%、Ca:0.0001~0.005%

SとCaは、いずれも鋼材の被削性を向上させる元素である。添加すれば被削性がより一層向上するので、必要に応じて、いずれか1種または2種を添加する。しかしながら、過剰に添加すると、鋼片内での偏析欠陥を発生させたり、熱間加工性を劣化さ

せたりするので、S含有量の範囲は0.01～0.1%、Ca含有量の範囲は0.0001～0.005%が適正である。Caの望ましい下限は、0.001%である。

[0060] 以上に述べた元素以外は、本発明の軟窒化処理部品の素材として用いられる軟窒化処理用非調質鋼においては不純物であるので、意図的には添加しない。しかし、製鋼工程でのいたずらなコストアップを招かないために、不純物の許容量について次に述べる。

[0061] Pは、粒界に偏析して粒界脆化割れを助長するので0.05%以下とするのが好ましい。

[0062] Alは、脱酸剤として、通常、溶製時に添加される。Alは、アルミナ粒子として鋼中に残存したり、また、Nと結合してAlNを形成したりする。アルミナは硬度の高い酸化物系介在物であり、切削加工に使用される工具の寿命を短縮する。AlNは、軟窒化処理時には表面近傍に析出したり、表面化合物層の成長を促進したりして表面層硬さを著しく高めて、曲げ矯正性を劣化させる。また、AlNは熱間加工温度では固溶してしまうので、ピンニング粒子としての機能は期待できず、結晶粒の微細化には殆ど役に立たない。従って、Alの含有量は低い方がよい。ただし、Al含有量の下限を極小にすることは、脱酸工程での制約を生んでコスト増大につながるもので、本発明鋼の曲げ矯正性を阻害しない0.05%以下とするのが好ましい。

[0063] CrおよびVも本発明鋼には添加しない。これらは不純物であり、その含有量は、少ないほど良い。その理由は、既に述べたように、CrおよびVは窒化物を析出させて鋼の表面近傍層の硬さを著しく高めて、曲げ矯正性を損なうからである。本発明の効果を損なわないこと、および、精錬コストや高炉－転炉法以外の方法による鋳片製造法における素材の純度等を勘案すると、Crは0.15%まで、Vは0.02%までは不純物として許容される。なお、Crは0.1%以下とするのが一層望ましい。

[0064] (B) 本発明の軟窒化処理部品の素材の組織

本発明の軟窒化処理部品の素材として用いられる軟窒化処理用非調質鋼の組織は、ベイナイトとフェライトの混合組織、またはベイナイトとフェライトとパーライトの混合組織である。そしてこれらの混合組織中のベイナイト分率は5～90%である。

[0065] 既述のとおり、ベイナイト変態を利用すればマルテンサイトの生成を避けることがで

きると共に、粗大なパーライトコロニーよりは微細な組織を得ることができる。このベイナイト組織は、図1に示すような笹の葉状のフェライト(ベイニティック・フェライト)と、炭化物からなる。このベイニティック・フェライトは旧オーステナイト粒の内部に分散しており、旧オーステナイト粒界から発達した初析フェライト(ポリゴナルフェライト)よりも小さい。即ち、このベイナイトは「パーライトコロニー内に、形状は笹の葉状であるが比較的微細なフェライト(ベイニティック・フェライト)が分散した組織」であり、このベイニティック・フェライトが分散したパーライトコロニーは、このベイニティック・フェライトを含まない完全なパーライトコロニーの場合と比較すると、そのラメラ組織は乱れたものとなっている。

[0066] 図2は、ベイニティック・フェライトが分散した旧オーステナイト粒のSEM像である。この図から明らかなように、パーライトコロニー内でのフェライト/セメンタイトのラメラ組織の配列は整然としたラメラ組織ではなく、各所に乱れが認められるものとなっている。こうした組織は、旧オーステナイト粒が全体的にパーライト変態したものよりも強度は低下するが、き裂の折れ曲がりやベイニティック・フェライト中でき裂先端での塑性変形が起こるために、き裂の進展抵抗という点では、粗大なパーライトコロニーよりも優れている。

[0067] すなわち、ベイナイト組織を混在させることによって、結晶粒組織が多少粗大化したとしても、き裂進展抵抗を高く保つことができる。そのためには、ベイナイトを面積率で5%以上含有させることが必要である。ここで、組織全体をベイナイトとしても構わないのであるが、ベイナイト分率が90%を超える組織では、現実的にはマルテンサイトの混在が避けられない。マルテンサイトは、曲げ矯正性を劣化させ、機械加工性をも悪化させるので、その混在は好ましくない。従って、混合組織におけるベイナイト分率を5~90%としている。一層望ましいベイナイト分率は、10~80%である。ベイナイト以外の組織は、実質的にフェライトまたはフェライトとパーライトである。

[0068] (C) 本発明の軟室化処理部品の素材の製造方法

本発明の軟室化処理部品の素材として用いられる軟室化処理用非調質鋼の組織は、例えば、以下に示す方法によって得ることができる。

[0069] 熱間鍛造の素材としては、鋳塊を分塊圧延したビレット、連続鋳造材を分塊圧延し

たドリレット等、あるいはこれらを熱間圧延した棒鋼のいずれでも良いが、規定した化学成分範囲を有する素材を準備する。これらの熱間鍛造用素材の加熱温度は1100～1250℃とする。熱間鍛造後の冷却は大気中での放冷、あるいはファンを使った強制空冷程度とする。また、例えば、共析変態温度近傍までを速く冷却して、700～500℃の範囲を緩冷却しても良いし、熱間鍛造後、直ちに500～300℃程度まで冷却して、この温度で保持してベイナイト変態を促進させても構わない。冷却速度の調整は、事前に連続冷却変態図(CCT曲線図)を作成しておき、ベイナイト変態領域を通過する冷却速度範囲を求め、求めた冷却速度範囲に調整すれば良い。

[0070] (D)本発明の軟窒化処理部品における拡散層の組織

本発明の軟窒化処理部品の拡散層では、フェライト粒内に存在する棒状の γ' 窒化物の長手方向の大きさが20 μm 以下である。

[0071] 既述のとおり、拡散層に固溶した過飽和な窒素が γ' 窒化物として析出したり、析出した γ' 窒化物が大きく成長して、固溶窒素をさらに減少させてしまうと、フェライト粒の強度が低下して、疲労強度の低下を招く。さらに、 γ' 窒化物は棒状の形態をしていて、フェライト粒界からフェライト粒内へ伸びるように成長するために、 γ' 窒化物が長く大きく成長すると、フェライト粒内を横断するような状態で分布する。 γ' 窒化物の近傍では固溶窒素濃度が著しく低下しているために強度も低下しているので、細長い γ' 窒化物が、フェライト粒内を横断するように分散すると、フェライト粒内に侵入してきたき裂は γ' 窒化物/フェライト界面を、一層、伝播しやすくなり、き裂進展抵抗が低下する。すなわち、 γ' 窒化物の析出によって、フェライト粒自体の平均的な強度が低下している上に、 γ' 窒化物の近傍では局所的にき裂進展抵抗が低下しているので、疲労破壊し易くなるのである。したがって、 γ' 窒化物の析出、およびその成長を抑制する。

[0072] 棒状の γ' 窒化物の長手方向の大きさを20 μm 以下と規定したのは以下の理由による。本発明の軟窒化処理部品の素材となる非調質鋼のフェライト粒の粒径は、概ね10～50 μm である。したがって、フェライト粒界から粒内へ向かって成長する棒状の γ' 窒化物が、フェライト粒内で連結して、あたかも一つの粗大な γ' 窒化物がフェライト粒を横断しているような状況を避けるためには、棒状の γ' 窒化物の長さを、フェ

ライト粒径の1/2以下に抑制する必要がある、このことから、拡散層のフェライト粒内に存在する棒状の γ' 窒化物の長手方向の大きさを $20\mu\text{m}$ 以下と規定した。望ましくは、 $10\mu\text{m}$ 以下、より一層望ましくは、 $5\mu\text{m}$ 以下である。

[0073] (E) 本発明の軟窒化処理部品の拡散層を得るための手段

軟窒化処理には、ガス軟窒化処理、塩浴軟窒化処理(タフトライド処理)、イオン窒化等を用いることができる。いずれの方法にしても、製品の表面に厚さ $20\mu\text{m}$ 程度の化合物層(窒化物層)とその直下の拡散層を均質に形成させ得る。ただし、いずれの軟窒化処理を用いるにしても、 γ' 窒化物の析出およびその成長を抑制して、 γ' 窒化物の長手方向の大きさを $20\mu\text{m}$ 以下にする必要がある。そのためには、軟窒化処理の均熱温度から室温への冷却工程において、工夫する必要がある。以下、軟窒化処理の均熱温度からの冷却工程について、ガス軟窒化処理を例に挙げて述べる。

[0074] ガス軟窒化処理によって機械部品を得るためには、例えば、RXガスとアンモニアガスを1:1に混合した雰囲気中で均熱温度 $550\sim 620^\circ\text{C}$ にて数十分から数時間の処理を行う。均熱温度が低すぎると、表面化合物層の成長が遅くなるとともに素材鋼中への窒素の拡散侵入も遅くなって十分な硬化作用が得られない。一方、均熱温度が高すぎると、冷却工程での部品の寸法変化(ゆがみ)が問題となる。したがって、均熱温度は $550\sim 620^\circ\text{C}$ がよく、より一層望ましい均熱温度は $580\sim 600^\circ\text{C}$ の範囲である。均熱温度での保持時間(処理時間)によって、表面化合物層の厚さや鋼中に拡散侵入する窒素の量が決定される。所望の疲労強度向上の効果が得られ、かつ、工業的な生産効率の観点から、保持時間は30分~3時間とするのがよく、望ましくは1~2時間とするのがよい。

[0075] 軟窒化処理の均熱保持状態では、拡散侵入した窒素はFeとは表面に化合物層を形成するのみであって、拡散層領域においてはFe窒化物の析出は起こらず窒素は母相中のFeに固溶状態にある。その後、均熱保持後の冷却過程において、冷却速度が小さいと拡散層領域の窒素は母相に固溶しきれなくなり、 γ' 窒化物が析出・成長する。一方、冷却速度を大きくした場合には、拡散層領域の窒素は母相に過飽和状態固溶し、 γ' 窒化物が析出・成長は抑制される。しかしながら、冷却速度を大きくしても冷却後に $100\sim 200^\circ\text{C}$ の温度で長時間保持されれば準安定相である α'' 窒

化物が析出したり、さらに長時間その温度に保持された場合には、その α' 窒化物は γ' 窒化物に変態したりすることがある。このような窒化物が析出した場合には、疲労強度が低下する。特に γ' 窒化物は疲労強度の低下させる効果が大きい。

[0076] 本発明において、 γ' 窒化物の析出を抑制するためには、均熱温度から γ' 窒化物の析出が起こらない200°Cまでの冷却速度を1.0°C/秒以上に大きくすることが効果的であり、より望ましくは、冷却速度を1.5°C/秒以上にするのがよい。加えて、油焼入れを用いる場合には、油温を100°C以下とし、機械部品の抜熱が十分に起こるような大きな熱容量をもった油槽を使うか、又は、一度に処理する部品の点数を減らすこと等により、部品が軟窒化処理後の冷却工程で100~200°Cの温度範囲に長時間(30分以上)保持されないように注意することも、高い疲労強度を確保する上で重要である。

[0077] 一般に、ガス軟窒化処理の均熱温度から室温への冷却には、焼入れひずみを低減させるために、水冷よりも冷却速度が小さい油冷(油焼入れ)が用いられている。また、冷却条件を調節するために、冷媒の油温を変化させたり、性状の異なる種々の熱処理油が用いられている。加えて、工業的なガス軟窒化処理では、操業効率や安全上の理由から、RXガスとアンモニアガスの処理雰囲気から直接、油槽に油焼入れするわけではなく、処理雰囲気で満たされている加熱炉から、いったん、処理物を別の不活性なガスで満たされた空間に引き出して、そこで油槽に油焼入れされることが多い。

[0078] このようなガス軟窒化処理の均熱温度からの冷却工程において、例えば、580°Cの処理雰囲気から処理物を別空間に引き出し、引き続いて、100°Cに保持した油槽に油冷すると、拡散層では γ' 窒化物と α' 窒化物の析出が認められることがある。これは、次の理由による。

[0079] 1) 処理物が油冷前に別空間に搬送された段階で、処理物の温度が580°Cから400°C程度にまで低下し、この時の冷却速度が小さいために γ' 窒化物の析出が起こる。

[0080] 2) 処理物が100°C以上の油槽に長時間浸漬されている間に準安定相の α' 窒化物やさらには上記 γ' 窒化物の析出が起こる。

[0081] よって、このような冷却過程をとる場合にも、処理物が油冷前に別空間に搬送された段階での冷却速度を大きくし、処理物が高温の油槽に長時間浸漬されることを避けなければならない。

実施例 1

[0082] 以下、実施例により本発明を詳しく説明する。

[0083] 表1に示す化学成分の鋼180kgを真空溶解炉にて溶製した後、鋼片を1200°Cまで加熱し、鋼材温度が1000°Cを下回らない様に熱間鍛造して直径50mmの丸棒とした。熱間鍛造後の冷却は大気中での放冷により行った。この丸棒からマイクロ組織観察用の試験片、段付き丸棒曲げ試験片、および平面曲げ疲労試験用の試験片を採取した。

[0084] [表1]

表1. 供試鋼の化学組成 (mass%)

No.	C	Si	Mn	Ti	N	Nb	Mo	Cu	Ni	S	Ca	B	Cr	V	ベイナイト ト分率
1	0.38	0.15	0.80	0.010	0.020	—	—	—	—	—	—	—	—	—	7%
2	0.35	0.14	0.79	0.011	0.018	0.011	0.20	—	—	—	—	—	—	—	42%
3	0.32	0.20	0.82	0.018	0.021	—	—	0.28	0.17	—	—	—	—	—	20%
4	0.38	0.16	0.85	0.022	0.028	0.007	0.25	—	—	0.052	0.0012	0.0031	—	—	65%
5	0.40	0.20	0.84	0.007	0.017	—	0.16	—	—	0.082	0.0015	—	—	—	15%
6	0.41	0.21	0.80	0.011	0.018	—	0.18	—	—	—	—	—	0.10	0.015	60%
7	0.38	0.27	0.50	0.006	0.011	—	—	—	—	0.046	—	—	0.10	—	0%
8	0.42	0.14	0.91	—	0.010	—	—	—	—	—	—	—	0.51	0.12	22%
9	0.36	0.20	1.10	0.012	0.018	0.040	0.95	—	—	0.050	—	—	0.20	0.01	>90%

表中に「—」で示すのは意図的に添加したものではない元素であり、通常の成分分析精度以下の値であることを示す。各元素について以下のとおりである。

Ti: <0.002%, Nb: <0.001%, Mo: <0.01%, Cu: <0.01%, Ni: <0.01%, S: <0.01%, Ca: <0.001%, B: <0.001%, Cr: 0.05%, V: <0.01%.

- [0085] ミクロ組織観察用の試験片は、その一部を切断して熱間鍛造ままの微細組織を倍率200倍の光学顕微鏡で観察し、ベイナイト分率(面積率)を測定した。ベイナイトと定義した領域は、笹の葉状のベイニティック・フェライトが存在する領域を連続的な閉曲線で囲み、その領域の全視野面積に対する面積率から算定した。各鋼種のベイナイト分率は表1に合わせて示した。No. 7の鋼は、フェライトとパーライトの組織でベイナイトは見られなかった。また、No. 9の鋼は、ベイナイト分率が90%を超え、マルテンサイトが生成していた。ミクロ組織観察用の試験片の残部は、平面曲げ疲労試験用の試験片とともに軟窒化処理を行い、拡散層の微細組織を走査電子顕微鏡(SEM)で観察して、 γ' 窒化物の大きさを調べた。 γ' 窒化物の大きさは、倍率1000倍で10視野を撮影した時に観察される最も長い γ' 窒化物の長手方向の大きさとした。
- [0086] 段付き丸棒曲げ試験片は、中央部に両端よりも直径が太くなった幅10mmの段差がついた形状で、中央部の直径は15mm、本体部分の直径は10mm、また、段差の部分はコーナーRが2mmの曲率となっている。段付き丸棒曲げ試験片を軟窒化処理した後、この曲率の部分にひずみゲージを添付し、三点曲げの要領で曲げ矯正試験を行った。曲げ矯正性は、中央部に負荷を与えた時に、ひずみゲージが断線するまでの押し込みストロークで評価した。押し込みストロークが3mmまで、ひずみゲージが破断しなかったものを、曲げ矯正性が良好であると判定した。
- [0087] 平面曲げ疲労試験用の試験片は直径44mmの円柱状の胴体にテーパのついたネック部(ネック部直径は20mm)を加工したものである。この試験片を軟窒化処理した後、試験片の頭部側を固定して、反対側の端部に繰返し荷重を負荷することで、平面曲げ疲労試験を行った。
- [0088] 軟窒化処理には、RXガス:アンモニアガス=1:1の雰囲気によるガス軟窒化処理を用いた。均熱温度は600°Cとし、均熱温度での保持時間は2時間とした。均熱処理を終えた試験片は、均熱室とはシャッターで隔てられていて窒素雰囲気調整してある別室に、いったん、搬送された後、この別室の下部に据え付けてある油槽に挿入して油冷した。この際、別室に搬送されてから油槽に挿入されるまでの時間を変化させて、 γ' 窒化物の析出、成長の度合いを変化させた。油槽の油温は80~150°Cの範囲内の所定の温度とし、油冷後に試験片が油槽中に保持される時間は10~90分

の範囲内の所定の時間とした。均熱温度からの冷却工程での冷却速度を、炉内すべてを窒素雰囲気とした状態で、平面曲げ疲労試験用の試験片の表面に点溶接したPt-Rh熱電対により、別途、測定した。これは、実際のガス軟窒化処理での雰囲気中(RXガス:アンモニアガス)では、熱電対の損傷が問題となるためである。測定に際しては、試験片が均熱室から別室に搬送されて油槽に挿入されるまでの時間を変化させた時の試験片の到達温度や同温度に至るまでの冷却速度に注意を払って測定を行った。

[0089] 表2に、各鋼種について、 γ' 窒化物の大きさ、疲労強度および曲げ矯正性をまとめて示す。備考欄には、ガス軟窒化処理の均熱温度からの冷却工程での冷却速度や、油冷後の保持を含めて100°C以上に保持されていた時間を合わせて示した。

[0090] [表2]

表2 各供試鋼の γ' 窒化物の大きさ、疲労強度および曲げ矯正性の評価結果

	供試鋼	γ' 窒化物の大きさ [μm]	疲労強度 [MPa]	曲げ矯正性* [mm]	備考		
					均熱温度から 200°Cまでの 平均冷却速度 [°C/秒]	100°C以 上での保 持時間 [分]	
本 発 明 例	1	5.2	570	5.5	2	10	
	2	3.5	660	3.9	2	10	
	3	4	620	4.7	2	10	
	4	3.6	630	3.8	2	10	
	5	5.3	570	5.4	2	10	
	6	3.8	660	3.2	2	10	
	1	11.5	550	6.1	1.2	20	
	2	8.8	600	4.5	1.2	20	
	3	9.2	580	5.1	1.2	20	
	4	9.4	590	4.2	1.2	20	
	5	10.7	550	6	1.2	20	
	6	9	610	3.7	1.2	20	
	1	7.8	560	5.8	1.8	15	
	2	6.2	650	3.9	1.8	15	
	3	6.7	600	4.8	1.8	15	
	4	6.8	610	4	1.8	15	
	5	7.6	560	5.6	1.8	15	
	6	6.4	650	3.3	1.8	15	
	比 較 例	7	8.2	510	4.5	1.8	15
		8	7.3	600	1.7	1.8	15
		9	4.2	650	1.2	1.8	15
		1	27.0	490	6.5	0.8	60
		2	23.5	520	5.6	0.8	60
		3	26.0	510	5.9	0.8	60
4		22.0	515	5.7	0.8	60	
5		27.5	480	6.6	0.8	60	
6		25.5	530	5.6	0.8	60	
1		35.0	450	7.1	0.4	15	
2		28.5	490	6.8	0.4	15	
3		30.0	480	6.6	0.4	15	
4		24.5	485	6.4	0.4	15	
5		33.5	450	6.9	0.4	15	
6		30.5	500	6	0.4	15	
7		32.0	430	8.1	0.4	15	
8		29.5	500	6.1	0.4	15	
9		25.5	510	5.8	0.4	15	

* ひずみゲージが断線した時の押込みストローク量[mm]の値。
これが、3mm以上なら、曲げ矯正性は良好と判断される。

[0091] 表2から明らかなように、本発明では、焼準省略タイプとして高強度の範疇に分類される標準的な疲労強度:550MPaと同等であるか、またはそれ以上の高い疲労強度と良好な曲げ矯正性(曲げストローク3mm以上)が得られている。

[0092] 一方、ガス軟窒化処理での冷却速度が小さいために、 γ' 窒化物の大きさが20 μ mを越えるような場合には、一様に疲労強度が低下した。図3に、 γ' 窒化物が分散した時の拡散層の代表的な組織を示す。ここで、図中に矢印で示されるものが、特に粗大な γ' 窒化物である。

[0093] また、素材となる非調質鋼の化学成分や微細組織が本発明から逸脱していると、 γ' 窒化物の大きさが20 μ mを以下であっても、疲労強度が低くなる、あるいは、曲げ矯正性が劣る結果となった。

産業上の利用可能性

[0094] 以上のとおりであるから、本発明によれば、非調質鋼を素材として、疲労強度及び曲げ矯正性に優れた高強度の軟窒化処理鋼部品が得られる。したがって、部品製造コストの削減が可能になる。

図面の簡単な説明

[0095] [図1]本発明の軟窒化処理部品の素材として用いられる軟窒化処理用非調質鋼の「ベイナイト+フェライト+パーライト」混合組織の代表的な組織写真である。

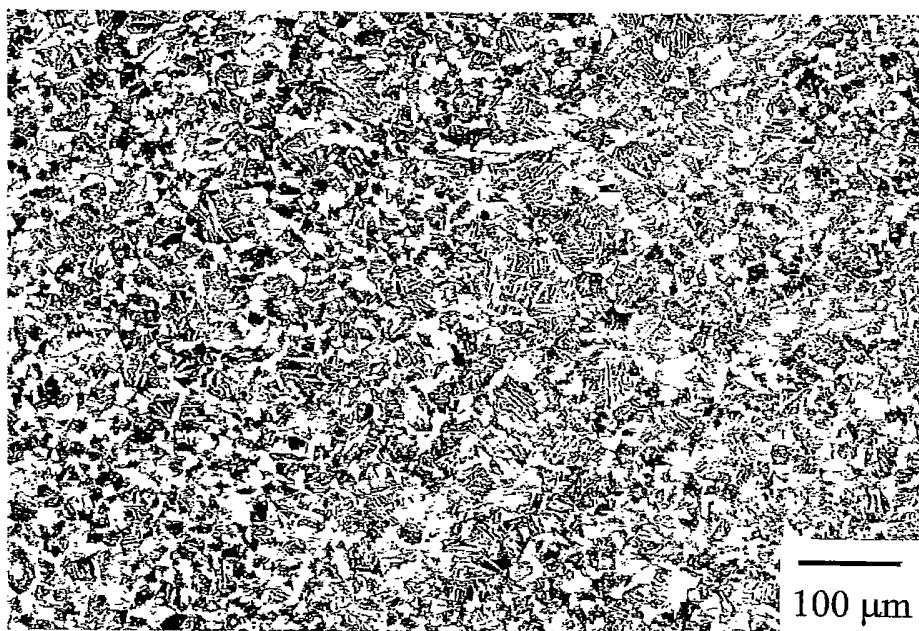
[図2]ベイティニック・フェライトが分散した旧オーステナイト粒のSEM像である。

[図3]粗大な γ' 窒化物(矢印で示す)が分散した時の拡散層の組織である。

請求の範囲

- [1] 質量%で、C:0.30~0.45%、Si:0.1~0.5%、Mn:0.6~1.0%、Ti:0.005~0.1%およびN:0.010~0.030%を含有し、残部がFe及び不純物よりなり、ベイナイト及びフェライトからなる混合組織またはベイナイト、フェライト及びパーライトからなる混合組織を有し、その混合組織中のベイナイト分率が5~90%であることを特徴とする非調質鋼を軟窒化処理した軟窒化処理部品であって、その拡散層のフェライト粒内に存在する γ' 窒化物の長手方向の大きさが20 μ m以下であることを特徴とする軟窒化処理部品。
- [2] 質量%で、C:0.30~0.45%、Si:0.1~0.5%、Mn:0.6~1.0%、Ti:0.005~0.1%およびN:0.010~0.030%を含有し、下記の第1元素群から選んだ1種以上の元素及び第2元素群から選んだ1種以上の元素のうち的一方又は両方を含有し、残部がFe及び不純物よりなり、ベイナイト及びフェライトからなる混合組織またはベイナイト、フェライト及びパーライトからなる混合組織を有し、その混合組織中のベイナイト分率が5~90%であることを特徴とする非調質鋼を軟窒化処理した軟窒化処理部品であって、その拡散層のフェライト粒内に存在する γ' 窒化物の長手方向の大きさが20 μ m以下であることを特徴とする軟窒化処理部品。
- 第1元素群:
Nb:0.001~0.1%、
Mo:0.01~1.0%、
Cu:0.01~1.0%、
Ni:0.01~1.0%、および
B:0.001~0.005%
- 第2元素群:
S:0.01~0.1%、および
Ca:0.0001~0.005%

[図1]



[図2]



[図3]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2006/302433

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER <i>C22C38/00</i> (2006.01), <i>C21D9/30</i> (2006.01), <i>C22C38/14</i> (2006.01), <i>C22C38/60</i> (2006.01), <i>C23C8/26</i> (2006.01)		
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) <i>C22C38/00</i> (2006.01), <i>C21D9/30</i> (2006.01), <i>C22C38/14</i> (2006.01), <i>C22C38/60</i> (2006.01), <i>C23C8/26</i> (2006.01)		
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 1996-2006 Kokai Jitsuyo Shinan Koho 1971-2006 Toroku Jitsuyo Shinan Koho 1994-2006		
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 2004-292920 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 21 October, 2004 (21.10.04), Full text (Family: none)	1, 2
A	JP 2001-254143 A (Isuzu Motors Ltd.), 18 September, 2001 (18.09.01), Full text (Family: none)	1, 2
A	JP 2000-8141 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 11 January, 2000 (11.01.00), Full text (Family: none)	1, 2
<input checked="" type="checkbox"/> Further documents are listed in the continuation of Box C. <input type="checkbox"/> 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	"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
"E"	earlier application or patent but published on or after the international filing date	"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
"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)	"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
"O"	document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means	"&" document member of the same patent family
"P"	document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed	
Date of the actual completion of the international search 27 April, 2006 (27.04.06)	Date of mailing of the international search report 16 May, 2006 (16.05.06)	
Name and mailing address of the ISA/ Japanese Patent Office	Authorized officer	
Facsimile No.	Telephone No.	

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2006/302433

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 11-62943 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 05 March, 1999 (05.03.99), Full text (Family: none)	1,2
A	JP 3239758 B2 (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 17 December, 2001 (17.12.01), Full text (Family: none)	1,2
A	JP 3267164 B2 (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 18 March, 2002 (18.03.02), Full text (Family: none)	1,2
A	JP 2001-131687 A (Sumitomo Metals (Kokura), Ltd.), 15 May, 2001 (15.05.01), Full text & EP 1098012 A1 & US 6391124 B1	1,2
P,A	JP 2005-264270 A (Honda Motor Co., Ltd.), 29 September, 2005 (29.09.05), Full text & US 2005/205168 A1	1,2
P,A	WO 2005/21816 A1 (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 10 March, 2005 (10.03.05), Full text (Family: none)	1,2

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), C21D9/30(2006.01), C22C38/14(2006.01), C22C38/60(2006.01), C23C8/26(2006.01)

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(2006.01), C21D9/30(2006.01), C22C38/14(2006.01), C22C38/60(2006.01), C23C8/26(2006.01)

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 1971-2006年
 日本国実用新案登録公報 1996-2006年
 日本国登録実用新案公報 1994-2006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 請求の範囲の番号
A	JP 2004-292920 A (住友金属工業株式会社) 2004.10.21, 全文 (ファミリーなし)	1, 2
A	JP 2001-254143 A (いすゞ自動車株式会社) 2001.09.18, 全文 (ファミリーなし)	1, 2
A	JP 2000-8141 A (住友金属工業株式会社) 2000.01.11, 全文 (ファミリーなし)	1, 2

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

* 引用文献のカテゴリー	の日の後に公表された文献
「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 27.04.2006	国際調査報告の発送日 16.05.2006
--------------------------	--------------------------

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) 蛭田 敦 電話番号 03-3581-1101 内線 3435	4K 3237
---	---	---------

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 請求の範囲の番号
A	JP 11-62943 A (住友金属工業株式会社) 1999.03.05, 全文 (ファミリーなし)	1、2
A	JP 3239758 B2 (住友金属工業株式会社) 2001.12.17, 全文 (ファミリーなし)	1、2
A	JP 3267164 B2 (住友金属工業株式会社) 2002.03.18, 全文 (ファミリーなし)	1、2
A	JP 2001-131687 A (株式会社住友金属小倉) 2001.05.15, 全文 & EP 1098012 A1 & US 6391124 B1	1、2
P,A	JP 2005-264270 A (本田技研工業株式会社) 2005.09.29, 全文 & US 2005/205168 A1	1、2
P,A	WO 2005/21816 A1 (住友金属工業株式会社) 2005.03.10, 全文 (ファミリーなし)	1、2