

(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 6 月 8 日(08.06.2017)



(10) 国際公開番号

WO 2017/094675 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/34 (2006.01)
C21D 7/06 (2006.01) C22C 38/50 (2006.01)
C21D 9/00 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2016/085217
- (22) 国際出願日: 2016 年 11 月 28 日(28.11.2016)
- (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 2015-235196 2015 年 12 月 1 日(01.12.2015) JP
- (71) 出願人: 株式会社神戸製鋼所(KABUSHIKI KAISHA KOBE SEIKO SHO (KOBELCO 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: 松本 洋介(MATSUMOTO, Yosuke).
- (74) 代理人: 鮫島 睦, 外(SAMEJIMA, Mutsumi et al.);
〒5300017 大阪府大阪市北区角田町 8 番 1 号梅田阪急ビルオフィスタワー青山特許事務所
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, KE, KG, 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, 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: HIGH-STRENGTH BOLT HAVING EXCEPTIONAL DELAYED FRACTURE RESISTANCE AND FATIGUE PROPERTIES, AND METHOD FOR MANUFACTURING SAME

(54) 発明の名称: 耐遅れ破壊性および疲労特性に優れた高強度ボルト、およびその製造方法

(57) Abstract: The present invention provides a high-strength bolt, having exceptional delayed fracture resistance and fatigue properties and ensuring a tensile strength of 1500 MPa or more, and a method for manufacturing said bolt. A high-strength bolt having exceptional delayed fracture resistance and fatigue properties, characterized in that the tensile strength is 1500 MPa or more, the compressive residual stress at a position of a depth of 0.05 mm from the thread-bottom surface of the bolt is at least 0.15 MPa of the tensile strength, and the average particle diameter of the old austenite crystal grains at the position of D/4 is 5-15 μm , where D is the diameter of the shaft of the bolt.

(57) 要約: 1500MPa 以上の引張強度を確保したうえで、耐遅れ破壊性および疲労特性に優れた高強度ボルト、およびその製造方法を提供する。引張強度が1500MPa 以上で、ボルトのねじ底表面から深さ0.05mm位置における圧縮残留応力が、引張強度×0.15MPa 以上であり、ボルトの軸部における直径をDとしたとき、D/4 位置における旧オーステナイト結晶粒の平均粒径が5～15 μm であることを特徴とする耐遅れ破壊性および疲労特性に優れた高強度ボルト。

WO 2017/094675 A1

明 細 書

発明の名称：

耐遅れ破壊性および疲労特性に優れた高強度ボルト、およびその製造方法 技術分野

[0001] 本開示は、自動車や各種産業機械等に用いられるボルトに関する。詳細には、引張強度が1500MPa以上の高強度ボルトについて、耐遅れ破壊性および疲労特性を改善する技術に関する。

背景技術

[0002] 自動車や各種産業機械等に用いられるボルトには、高強度化が望まれており、近年では、1500MPa以上の引張強度が必要となっている。

[0003] 上記ボルトには、高強度化と共に、耐遅れ破壊性の向上も望まれている。遅れ破壊とは、鉄鋼材料に応力が与えられてからある時間を経過した後に発生する破壊である。この原因については、種々の要因が複雑に絡み合っていると考えられるので、その原因を特定することは難しい。即ち、遅れ破壊現象を左右する因子としては、焼戻し温度、組織、材料硬さ、結晶粒度、各種合金元素の影響等が一応認められている。しかしながら、遅れ破壊の防止手段が確立されている訳ではなく、種々の方法が試行錯誤的に提案されているに過ぎないのが実情である。しかし、一般的には、水素脆化現象が関与しているという点で共通の認識が持たれている。

[0004] 耐遅れ破壊性を改善する技術として、特許文献1および2が提案されている。これらのうち、特許文献1には、引張強さが1400MPa以上で、圧縮残留応力が引張強さの20～95%であり、表面の十点平均粗さが10μm以下に制御した高強度ボルトが提案されている。上記圧縮残留応力を付与する方法としては、ボルト表面にパルスレーザービームを集光および照射する方法が記載されている。

[0005] 一方、特許文献2には、成分組成として、Moを0.2～1.2%含有したうえで、引張強度125kgf/mm²以上で、鋼材の表面から200μm

以内の圧縮残留応力の最大値 (σ_r) が素材の引張強度 (σ_B) に対して、 $\sigma_r / \sigma_B \geq 0.6$ を満足する高強度機械構造用鋼が提案されている。上記圧縮残留応力を付与する方法としては、ショットピーニングが記載されている。

先行技術文献

特許文献

[0006] 特許文献1：特開2006-291295号公報

特許文献2：特開平7-292434号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0007] 上記特許文献1では、圧縮残留応力を付与する方法として、ボルト表面にパルスレーザービームを照射する方法を採用しているため、生産性が極めて悪く、工業的に量産することは難しい。また、上記特許文献1の実施例では、焼入れ温度を950℃として熱処理を行っているため、ボルトの旧オーステナイト結晶粒が粗大化し、耐遅れ破壊性を十分に改善できていないと考えられる。

[0008] 上記特許文献2では、鋼の焼入れ性を得るとともに、焼戻し軟化抵抗を有し、400℃以上の焼戻し温度で125kgf/mm²以上の引張強度を得るためにMoを0.2～1.2%含有している。しかしながら、強度を高めるためにSiを1.5～3.0%含有する鋼種においてMoを0.2%以上添加すると、熱間延性が著しく低下することがあり、工業的に量産することが難しくなることがある。

[0009] 遅れ破壊は、一般的に、C量が高くなるほど生じやすくなるため、例えば、ボルトの表層を意図的に脱炭させることが考えられる。しかし、表層を脱炭すると、表層の硬さが低下するため、疲労特性が悪化する。よって、耐遅れ破壊性と疲労特性を高いレベルで両立することは困難である。

[0010] 本開示は、上記の事情に鑑みてなされたものであり、その目的は、1500MPa以上の引張強度を確保したうえで、耐遅れ破壊性および疲労特性に

優れた高強度ボルト、およびその製造方法を提供することにある。

課題を解決するための手段

- [0011] 上記課題を解決することのできた本開示に係る高強度ボルトとは、母材の成分組成が、質量%で、C : 0.25~0.5%、Si : 1.5~3.0%、Mn : 0.1~1.5%、P : 0%超0.03%以下、S : 0%超0.03%以下、Cr : 0.05~1.5%、Mo : 0%以上0.2%未満、Al : 0.01~0.1%、およびN : 0.002~0.020%を含有し、更に、Ti : 0.02~0.1%、およびNb : 0.02~0.1%の1種または2種を含有し、残部が鉄および不可避免の不純物からなるボルトである。そして、上記ボルトは、引張強度が1500MPa以上で、ボルトのねじ底表面から深さ0.05mm位置における圧縮残留応力が、引張強度×0.15MPa以上であり、ボルトの軸部における直径をDとしたとき、D/4位置における旧オーステナイト結晶粒の平均粒径が5~15 μ mである点に要旨を有する。
- [0012] 上記ボルトは、更に、質量%で、少なくとも以下の(a)または(b)を満たすように、他の元素を含有してもよい。
- (a) Cu : 0%超0.5%以下、およびNi : 0%超1%以下の1種または2種、
- (b) V : 0%超0.5%以下、およびW : 0%超0.5%以下の1種または2種
- [0013] 上記ボルトのねじ底表面から深さ0.05mm位置におけるC量の割合は、前記母材のC量に対して50~110%であることが好ましい。
- [0014] 本開示に係る高強度ボルトは、焼入れ焼戻し後に、転造加工およびショットピーニングより選ばれる少なくとも一つを行うことによって圧縮残留応力を付与することにより製造できる。前記焼入れは、カーボンポテンシャルが母材のC量に対して50~110%の雰囲気で行なうことが好ましい。上記圧縮残留応力を付与した後は、更に焼鈍してもよい。

発明の効果

[0015] 本開示によれば、ボルトの成分組成、ボルトのねじ底表面から深さ0.05 mm位置における圧縮残留応力、およびボルトの軸部における直径Dに対するD/4位置における旧オーステナイト結晶粒の平均粒径を適切に制御しているため、1500 MPa以上の引張強度を確保したうえで、耐遅れ破壊性および疲労特性を高いレベルで両立した高強度ボルトを提供できる。また、本開示によれば、上記高強度ボルトの製造方法も提供できる。

発明を実施するための形態

[0016] 発明者は、引張強度が1500 MPa以上の高強度ボルトにおける耐遅れ破壊性および疲労特性を改善するために、鋭意検討を重ねた。その結果、ボルトの成分組成、特に、Si量を1.5～3.0%と高く、Mo量を0.2%未満と低く制御すると共に、ボルトのねじ底表面から深さ0.05 mm位置における圧縮残留応力と、ボルトの軸部におけるD/4位置の旧オーステナイト結晶粒の平均粒径を適切に制御すれば、耐遅れ破壊性および疲労特性に優れた引張強度が1500 MPa以上の高強度ボルトを実現できることを見出し、本開示を完成した。

[0017] まず、本発明の実施形態に係るボルトの母材の成分組成について説明する。本発明の実施形態に係るボルトは、基本成分として、C：0.25～0.5%、Si：1.5～3.0%、Mn：0.1～1.5%、P：0%超0.03%以下、S：0%超0.03%以下、Cr：0.05～1.5%、Mo：0%以上0.2%未満、Al：0.01～0.1%、およびN：0.002～0.020%を含有し、更に、Ti：0.02～0.1%、およびNb：0.02～0.1%の1種または2種を含有する。以下、成分組成における%は質量%を意味する。

[0018] Cは、ボルトの強度を確保するのに必要な元素であり、引張強度を1500 MPa以上とするために、C量は0.25%以上とする。C量は、好ましくは0.30%以上、より好ましくは0.33%以上である。しかし、Cを過剰に含有すると耐遅れ破壊性および疲労特性が悪化するため、C量は0.5%以下とする。C量は、好ましくは0.45%以下、より好ましくは0.

4.3%以下である。

[0019] Siは、脱酸剤として作用すると共に、ボルトの強度を確保するために必要な元素である。また、Siは、粗大なセメンタイトの析出を抑制し、耐遅れ破壊性の向上にも寄与する元素である。また、Siを含有することで、焼入れ焼戻し後の転造加工、転造加工のショットピーニング等によってボルトの表層に高圧縮残留応力を付与できるため、耐遅れ破壊性および疲労特性を向上できる。こうした効果を発揮させるために、Si量は1.5%以上とする。Si量は、好ましくは1.6%以上、より好ましくは1.7%以上である。しかし、Siはフェライトを安定化させる元素であるため、過剰に含有すると焼入れ後にフェライトが析出し、疲労特性が悪化する。従って、本発明の実施形態では、Si量は3.0%以下とする。Si量は、好ましくは2.5%以下、より好ましくは2.0%以下である。

[0020] Mnは、ボルトの強度を高めると共に、Sと化合物を形成することによって耐遅れ破壊性を悪化するFeSの生成を抑制する元素である。こうした効果を発揮させるため、Mn量は0.1%以上とする。Mn量は、好ましくは0.13%以上、より好ましくは0.15%以上である。しかし、Mnを過剰に含有するとMnSが粗大化し、応力集中源となって耐遅れ破壊性および疲労特性が悪化する。従って、本発明の実施形態では、Mn量は1.5%以下とする。Mn量は、好ましくは1.3%以下、より好ましくは1.1%以下である。

[0021] Pは、不可避的不純物であり、結晶粒界に濃化して鋼の靱延性を低下させ、ボルトの耐遅れ破壊性を悪化する元素である。従って、本発明の実施形態では、P量は0.03%以下とする。P量は、好ましくは0.015%以下、より好ましくは0.010%以下である。P量はできるだけ少ない方が好ましいが、0%とするのは製造上困難であり、通常、0.003%程度は含有する。

[0022] SもPと同様、不可避的不純物であり、結晶粒界に濃化して鋼の靱延性を低下させ、ボルトの耐遅れ破壊性を悪化する元素である。従って、本発明の

実施形態では、S量は0.03%以下とする。S量は、好ましくは0.015%以下、より好ましくは0.010%以下である。S量はできるだけ少ない方が好ましいが、0%とするのは製造上困難であり、通常、0.003%程度は含有する。

[0023] Crは、ボルトの耐食性を向上させ、耐遅れ破壊性を改善するために必要な元素である。こうした効果を得るため、本発明の実施形態では、Cr量は0.05%以上とする。Cr量は、好ましくは0.10%以上、より好ましくは0.20%以上である。しかし、Crを過剰に含有しても効果が飽和するため、コスト高となる。従って、本発明の実施形態では、Cr量は1.5%以下とする。Cr量は、好ましくは1.3%以下、より好ましくは1.1%以下である。

[0024] Moは、焼戻し時に微細析出して鋼の靱延性を高め、ボルトの耐遅れ破壊性および疲労特性を改善する元素である。こうした効果を発揮させるため、Mo量は、0%以上とする。Mo量は、好ましくは0.001%以上、より好ましくは0.004%以上、更に好ましくは0.01%以上である。しかし、本発明の実施形態で規定する成分組成においてMoを0.2%以上含有すると、熱間延性が低下し製造できなくなる。また、Moは高価な元素であるため、過剰な添加はコスト高となる。従って、本発明の実施形態では、Mo量は0.2%未満とする。Mo量は、好ましくは0.15%以下、より好ましくは0.10%以下である。

[0025] Alは、脱酸剤として作用すると共に、窒化物を形成してピンニング効果により旧オーステナイト結晶粒の粗大化を防止する元素であり、鋼の靱延性が向上し、耐遅れ破壊性および疲労特性を改善できる。こうした効果を発揮させるため、Al量は0.01%以上とする。Al量は、好ましくは0.015%以上、より好ましくは0.020%以上である。しかし、Alを過剰に含有すると粗大な窒化物を形成し、疲労特性を悪化させる。従って、本発明の実施形態では、Al量は0.1%以下とする。Al量は、好ましくは0.08%以下、より好ましくは0.06%以下である。

[0026] Nは、Al、Ti、またはNb等と化合して窒化物を形成し、ピンニング効果により旧オーステナイト結晶粒の粗大化を防止する元素であり、鋼の靱延性が向上し、耐遅れ破壊性および疲労特性を改善できる。これらの効果を発揮させるため、N量は0.002%以上とする。N量は、好ましくは0.003%以上、より好ましくは0.0035%以上である。しかし、Nを過剰に含有すると粗大な窒化物を形成し、疲労特性を悪化させる。従って、本発明の実施形態では、N量は0.02%以下とする。N量は、好ましくは0.01%以下、より好ましくは0.008%以下である。

[0027] TiおよびNbは、CおよびNと炭窒化物を形成し、ピンニング効果により旧オーステナイト結晶粒の粗大化を防止する元素であり、鋼の靱延性が向上するため、耐遅れ破壊性および疲労特性が向上する。TiとNbは、単独で用いてもよいし、併用してもよい。

[0028] Ti量は、0.02%以上とし、好ましくは0.03%以上、より好ましくは0.05%以上である。Nb量は、0.02%以上とし、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、TiおよびNbを過剰に含有すると、粗大な炭窒化物が形成され、疲労特性が悪化する。従って、本発明の実施形態では、Ti量は、0.1%以下とし、好ましくは0.08%以下、より好ましくは0.06%以下である。Nb量は、0.1%以下とし、好ましくは0.08%以下、より好ましくは0.06%以下である。

[0029] 本発明の実施形態に係るボルト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。

[0030] 但し、原料、資材、製造設備等の状況によって持ち込まれる不可避免的不純物が鋼中に含まれることは当然に許容される。

[0031] 本発明の実施形態に係るボルトは、必要に応じて、更に、他の元素として、

(a) Cu : 0%超0.5%以下、およびNi : 0%超1%以下の1種または2種、

(b) V : 0 %超 0. 5 %以下、およびW : 0 %超 0. 5 %以下の1種または2種、

等を含むしてもよい。

[0032] (a) CuおよびNiは、鋼の耐食性を向上させ、ボルトの耐遅れ破壊性を改善するのに作用する元素である。CuとNiは、単独で用いてもよいし、併用してもよい。

[0033] Cuは、好ましくは0. 05 %以上、より好ましくは0. 10 %以上、更に好ましくは0. 13 %以上である。しかし、Cuを過剰に含有しても上述した効果は飽和する。また、過剰に含有すると、熱間延性が低下して鋼の生産性が低下する。従って、本発明の実施形態では、Cu量は、好ましくは0. 5 %以下、より好ましくは0. 4 %以下、更に好ましくは0. 35 %以下である。

[0034] Niは、好ましくは0. 05 %以上、より好ましくは0. 10 %以上、更に好ましくは0. 15 %以上である。しかし、Niを過剰に含有しても上述した効果は飽和し、コスト高となる。従って、本発明の実施形態では、Ni量は、好ましくは1 %以下、より好ましくは0. 8 %以下、更に好ましくは0. 7 %以下である。

[0035] (b) VおよびWは、炭窒化物を形成してピンニング効果により旧オーステナイト結晶粒の粗大化を防止する元素であり、耐遅れ破壊性および疲労特性を向上させるのに作用する。VとWは、単独で用いてもよいし、併用してもよい。

[0036] Vは、好ましくは0. 01 %以上、より好ましくは0. 03 %以上、更に好ましくは0. 05 %以上である。しかし、Vを過剰に含有しても上述した効果は飽和する。また、過剰に含有すると、焼入れ性が高くなりすぎて生産性が悪化する。従って、本発明の実施形態では、V量は、好ましくは0. 5 %以下、より好ましくは0. 3 %以下、更に好ましくは0. 2 %以下である。

[0037] Wは、好ましくは0. 01 %以上、より好ましくは0. 05 %以上、更に

好ましくは0.1%以上である。しかし、Wを過剰に含有しても上述した効果は飽和する。また、過剰に含有すると、焼入れ性が高くなりすぎて生産性が悪化する。従って、本発明の実施形態では、W量は、好ましくは0.5%以下、より好ましくは0.3%以下、更に好ましくは0.2%以下である。

[0038] 以上、ボルトの母材の成分組成について説明した。

[0039] 本発明の実施形態に係るボルトは、引張強度が1500MPa以上を前提としている。引張強度は、好ましくは1600MPa以上、より好ましくは1700MPa以上である。引張強度の上限は特に限定されないが、例えば、2200MPa程度である。

[0040] そして、本発明の実施形態に係るボルトは、ボルトのねじ底表面から深さ0.05mm位置における圧縮残留応力が、引張強度 $\times$ 0.15MPa以上であると共に、ボルトの軸部における直径をD（mm）としたとき、 $D/4$ 位置における旧オーステナイト結晶粒の平均粒径が、5～15 μ mであることが重要である。

[0041] （圧縮残留応力：引張強度 $\times$ 0.15MPa以上）

遅れ破壊と疲労破壊は、ボルトの中心部ではなく、表層部が破壊の起点となって発生することが多い。そこで、本発明の実施形態では、ボルトのねじ底表面から深さ0.05mm位置における圧縮残留応力を制御する。具体的には、ねじ底表面から深さ0.05mm位置における圧縮残留応力が、引張強度 $\times$ 0.15MPa以上である。

[0042] 上記深さ0.05mm位置に、引張強度 $\times$ 0.15MPa以上の圧縮残留応力を付与することによって、耐遅れ破壊性および疲労特性を向上できる。上記圧縮残留応力は、好ましくは引張強度 $\times$ 0.25MPa以上、より好ましくは引張強度 $\times$ 0.30MPa以上である。上記深さ0.05mm位置における圧縮残留応力は、高ければ高いほど好ましいが、ボルトの引張強度より高くなることはない。上記圧縮残留応力は、おおむね引張強度 $\times$ 0.90MPa以下である。

[0043] 上記深さ0.05mm位置における圧縮残留応力は、X線残留応力測定法

によって測定できる。

[0044] (平均粒径：5～15 μm)

ボルトの軸部における直径をD (mm)としたとき、D/4位置における旧オーステナイト結晶粒の平均粒径を15 μm 以下とすることも重要である。D/4位置における金属組織を適切に制御することによって、ボルトの靱延性を向上させることができ、耐遅れ破壊性および疲労特性を向上させることができる。上記平均粒径は、好ましくは10 μm 以下、より好ましくは8 μm 以下である。上記D/4位置における旧オーステナイト結晶粒はできるだけ小さい方が好ましいが、本発明の実施形態の成分組成および製造条件を考慮すると、上記平均粒径は、おおむね5 μm 以上である。

[0045] 本発明の実施形態に係るボルトは、更に、ボルトのねじ底表面から深さ0.05 mm位置におけるC量(質量%)の割合が、ボルトの母材におけるC量(質量%)に対して、50～110%であることが好ましい。上記ボルトのねじ底表面から深さ0.05 mm位置におけるC量の割合を、前記母材のC量に対して、50%以上とすることによって、表層硬さを一段と高めることができ、疲労特性を一層向上させることができる。上記ボルトのねじ底表面から深さ0.05 mm位置におけるC量(質量%)の割合は、前記母材のC量(質量%)に対して、好ましくは60%以上、より好ましくは65%以上である。一方、上記ボルトのねじ底表面から深さ0.05 mm位置におけるC量の割合を、前記母材のC量に対して、110%以下とすることによって、表面硬さが硬くなり過ぎるのを抑制できる。その結果、耐遅れ破壊性を一層改善できる。上記ボルトのねじ底表面から深さ0.05 mm位置におけるC量(質量%)の割合は、前記母材のC量(質量%)に対して、好ましくは100%以下、より好ましくは95%以下である。

[0046] また、本発明の実施形態のボルトは、更に、ボルトのねじ底表面から深さ0.05 mm位置における旧オーステナイト結晶粒の平均粒径が0.01～5 μm であることが好ましい。ボルトのねじ底表面から深さ0.05 mm位置における旧オーステナイト結晶粒の平均粒径を5 μm 以下とすることによ

って、遅れ破壊の起点となる部分の靱延性を向上させることができるため、耐遅れ破壊性を向上させることができる。上記平均粒径は、より好ましくは $3\mu\text{m}$ 以下、更に好ましくは $2\mu\text{m}$ 以下である。ボルトのねじ底表面から深さ 0.05mm 位置における旧オーステナイト結晶粒は、できるだけ小さい方が好ましいが、本発明の実施形態の成分組成および製造条件を考慮すると、上記平均粒径は、おおむね $0.01\mu\text{m}$ 以上である。

[0047] 次に、本発明の実施形態に係るボルトの製造方法について説明する。

[0048] まず、上記化学成分を有する鋼を常法に従って溶製し、鑄造して鋼材とし、熱間圧延して圧延線材を製造する。熱間圧延前の鋼材の加熱温度は特に限定されないが、例えば、 $900\sim 1100^{\circ}\text{C}$ とし、線材または棒鋼形状に仕上げ圧延すればよい。仕上げ圧延温度も特に限定されないが、例えば、 $800\sim 1000^{\circ}\text{C}$ とすればよい。

[0049] 次に、得られた圧延線材に、必要に応じて脱スケール処理、球状化焼鈍等の熱処理、皮膜処理および仕上げ伸線加工を施して鋼線を製造する。

[0050] 次に、得られた鋼線を用い、冷間圧造などによってボルト形状に成形する。

[0051] 次に、ボルト形状に成形して得られた中間製品に圧縮残留応力を付与することによって本発明の実施形態のボルトが得られる。

[0052] 本発明の実施形態では、上記中間製品を焼入れ焼戻し後に、転造加工およびショットピーニングより選ばれる少なくとも一つを行うことによって圧縮残留応力を付与することが推奨される。即ち、(a) 焼入れ焼戻ししてから転造加工を行うか、(b) 焼入れ焼戻ししてからショットピーニングを行うか、(c) 焼入れ焼戻ししてから、転造加工とショットピーニングを順不同で行うことによって圧縮残留応力を付与すればよい。

[0053] (焼入れQ)

焼入れ時の加熱温度は、安定的にオーステナイト化処理するために、 850°C 以上とすることが好ましい。焼入れ時の加熱温度は、より好ましくは 880°C 以上、より好ましくは 890°C 以上である。しかし、 950°C 以上の

高温に加熱すると、Al、Ti、Nb等によるピンニング効果が低下し、旧オーステナイト結晶粒が粗大化するため、耐遅れ破壊性および疲労特性を改善しにくくなる。従って、本発明の実施形態では、焼入れ時の加熱温度は、950℃未満とすることが好ましい。焼入れ時の加熱温度は、より好ましくは940℃以下、更に好ましくは930℃以下である。

[0054] 焼入れ加熱時の雰囲気は特に限定されないが、カーボンポテンシャル（以下、「CP」という）は、例えば、ボルトの母材のC量に対して、50～110%に制御することが好ましい。即ち、過度な脱炭が進行すると表層の結晶粒が粗大化し、耐遅れ破壊性および疲労特性が悪化することがある。また、脱炭が更に進行すると、表層にフェライトが析出し、疲労特性が一段と悪化する。過度の脱炭を抑制するためには炉内雰囲気を一酸化炭素と二酸化炭素の混合気とし、炉内のカーボンポテンシャルを制御することが好ましい。CPはボルトの母材のC量に対して、好ましくは50%以上、より好ましくは60%以上、更に好ましくは65%以上である。一方、CPが高くなりすぎると過度な浸炭により耐遅れ破壊性が悪化することがある。従って、本発明の実施形態では、CPはボルトの母材のC量に対して好ましくは110%以下、より好ましくは100%以下、更に好ましくは90%以下である。なお、CPは炉内に設置したコイル状のピアノ線（CPコイル）の炭素量を測定した値である。

[0055] （焼戻しT）

焼入れしたままのボルトは、靱性および延性が低いため、焼戻し処理を施す必要がある。焼戻し温度は、300℃以上とすることが好ましい。焼戻し温度は、より好ましくは330℃以上、更に好ましくは350℃以上である。しかし、焼戻し温度が高くなりすぎると旧オーステナイト結晶粒界に粗大なセメンタイトが析出し、耐遅れ破壊性を改善しにくくなる。従って、本発明の実施形態では、焼戻し温度は、480℃以下とすることが好ましい。焼戻し温度は、より好ましくは460℃以下、更に好ましくは450℃以下である。

[0056] (転造加工 R)

焼入れ焼戻しした後、転造加工してねじ部を形成することによって、圧縮残留応力を付与できる。

[0057] (ショットピーニング SP)

焼入れ焼戻しした後、ショットピーニングすることによって、圧縮残留応力を付与できる。

[0058] ショットピーニングの条件は特に限定されないが、例えば、ショット粒径、投射速度および投射時間を次のように制限することが好ましい。

[0059] ショット粒径は、 $30 \sim 150 \mu\text{m}$ とすることが好ましい。ショット粒径を小さくすると、ボルトの表層における圧縮残留応力を大きくすることができ、ショット粒径を大きくすると、ボルトの深部まで圧縮残留応力を付与できる。そこで、本発明の実施形態では、ボルトのねじ底表面から深さ 0.05 mm 位置における圧縮残留応力を、引張強度 $\times 0.15 \text{ MPa}$ 以上とするために、ショット粒径を選択すればよい。上記ショット粒径は、好ましくは $30 \mu\text{m}$ 以上、より好ましくは $40 \mu\text{m}$ 以上、更に好ましくは $45 \mu\text{m}$ 以上である。しかし、ショット粒径を大きくし過ぎると、ボルトのねじ部の変形量が大きくなり、ねじの精度が悪くなる。従って、本発明の実施形態では、上記ショット粒径は、 $150 \mu\text{m}$ 以下とすることが好ましい。上記ショット粒径は、より好ましくは $130 \mu\text{m}$ 以下、更に好ましくは $120 \mu\text{m}$ 以下である。

[0060] 投射速度は、 $30 \sim 150 \text{ m/秒}$ とすることが好ましい。投射速度を大きくすると、ボルトの表層における圧縮残留応力を大きくすることができる。そこで、本発明の実施形態では、ボルトのねじ底表面から深さ 0.05 mm 位置における圧縮残留応力を、引張強度 $\times 0.15 \text{ MPa}$ 以上とするために、投射速度を設定すればよい。上記投射速度は、好ましくは 30 m/秒 以上、より好ましくは 35 m/秒 以上、更に好ましくは 40 m/秒 以上である。投射速度は大きければ大きいほど推奨されるが、設備上の制約により、上限は、概ね 150 m/秒 以下となる。

[0061] 投射時間は、10～60分とすることが好ましい。投射時間を長くするほど、均一な圧縮残留応力を付与できる。従って、本発明の実施形態では、投射時間は、10分以上とすることが好ましい。投射時間は、より好ましくは15分以上、より好ましくは20分以上である。しかし、投射時間を長くしすぎても効果は飽和するため、上限は、例えば、60分以下とすることが好ましい。投射時間は、より好ましくは50分以下、更に好ましくは40分以下である。

[0062] ショットピーニングの回数は、1回に限定されず、複数回でもよい。ショットピーニングを複数回行うことで、ボルトの表層の圧縮残留応力を一層高めることができるため、耐遅れ破壊性および疲労特性を一段と改善できる。ショットピーニングを複数回行う場合は、粒径が相対的に大きいショットを用いてボルトの深部まで圧縮残留応力を付与した後、粒径が相対的に小さいショットを用いてボルトの表面粗さを低下させると共に、ボルトの表層に大きな圧縮残留応力を付与することが有効である。

[0063] (焼鈍A)

ボルトの表層に圧縮残留応力を付与した後は、必要に応じて焼鈍してもよい。焼鈍することによってボルトの表層における歪みが均一化するため、耐遅れ破壊性および疲労特性を更に向上させることができる。

[0064] 焼鈍条件は特に限定されないが、焼鈍温度は、例えば、150～300℃の低温とし、焼鈍時間は、例えば、15～60分とすればよい。

[0065] こうして得られたボルトは、引張強度が1500MPa以上で、しかも耐遅れ破壊性および疲労特性に優れているため、自動車、各種産業機械等に好適に用いることができる。

実施例

[0066] 以下、実施例を挙げて本発明の一例をより具体的に説明するが、本開示は下記実施例によって制限を受けるものではなく、前記および後記の趣旨に適合し得る範囲で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開示の技術的範囲に包含される。

[0067] 母材が、下記表 1-1 または表 1-2 に示す成分組成の鋼（残部は、鉄および不可避免的不純物）を溶製してビレットとし、得られたビレットを熱間圧延して直径 ϕ が 14 mm の圧延線材を製造した。ビレットの加熱温度は 1100℃、仕上げ圧延温度は 850℃とした。尚、下記表 1-1 および表 1-2 において、「-」で表した箇所は無添加を意味する。

[0068] 得られた圧延線材を、常法に従って、脱スケール処理、球状化焼鈍、脱スケール処理、皮膜処理、伸線加工、球状化焼鈍、脱スケール処理、皮膜処理、仕上げ伸線加工の順で金属組織および線径を整え、直径 ϕ が 11.8 mm の鋼線を製造した。

[0069] 得られた鋼線から多段フォーマーを用いて冷間圧造にて、M 12 mm $\times$ P 1.25 mm および首下長さ L 70 mm のフランジボルトを作製した。なお、M は軸部の直径、P はピッチを意味する。

[0070] 得られたフランジボルトを、焼入れ Q、焼戻し T、転造加工 R、ショットピーニング S P、焼鈍 A の条件および順番を変えて処理した。下記表 2 に条件と工程順を示す。下記表 2 において、Q は焼入れ、T は焼戻し、R は転造加工、S P はショットピーニングおよび A は焼鈍を意味している。

[0071] 焼入れ Q は、下記表 2 に示す温度に加熱し、焼入れ加熱時のカーボンポテンシャル（C P）を下記表 2 に制御し、焼入れを行った。焼入れの加熱時間は 20 分とし、焼入れは 60℃の油冷で行った。

[0072] 焼戻し T は、下記表 2 に示す温度に加熱して行った。焼戻しの加熱時間は、45 分とした。

[0073] ショットピーニング S P は、下記 S P 1 または S P 2 の条件を組み合わせで行った。下記表 2 にショットピーニング S P における具体的な組み合わせを示す。

S P 1 = ショット粒径：100 μ m、投射速度：50 m/秒、投射時間：10 分

S P 2 = ショット粒径：50 μ m、投射速度：50 m/秒、投射時間：10 分

[0074] ショットピーニングSPの後、必要に応じて、加熱温度：190℃および加熱時間：30分として焼鈍Aを行った。

[0075] 得られたボルトについて、以下の手順で、（１）引張強度、（２）ねじ底表面から深さ0.05mm位置における圧縮残留応力、（３）ねじ底表面から深さ0.05mm位置におけるC量、（４）D/4位置における旧オーステナイト結晶粒の平均粒径、および（５）ねじ底表面から深さ0.05mm位置における旧オーステナイト結晶粒の平均粒径を測定した。

[0076] （１）ボルトの引張強度は、JIS B1051（2009年）に従って測定した。結果を下記表3-1または表3-2に示す。本発明の一例では、引張強度が1500MPa以上を合格とした。

[0077] （２）ボルトのねじ部について、ねじ底表面から深さ0.05mm位置が露出するように電解研磨し、露出面における圧縮残留応力を、以下の条件でX線残留応力測定法にて測定した。結果を下記表3-1または表3-2に示す。

X線入射方向：ボルト円周方向

出力：40kV、40mA

照射時間：60sec

スリット：1.0mm

[0078] また、上記引張強度に対する上記圧縮残留応力の比（圧縮残留応力／引張強度）を算出し、結果を下記表3-1または表3-2に示す。本発明の一例では、上記比が0.15以上を合格とする。

[0079] （３）ボルトのねじ部を縦断面（ボルトの軸に対して平行な断面）で切断し、ねじ底表面から深さ方向に、EPMA（Electron Probe Micro Analyzer）ライン分析を行い、ねじ底表面から深さ0.05mm位置におけるC量を測定した。結果を下記表3-1または表3-2に示す。

[0080] また、母材のC量に対するねじ底表面から深さ0.05mm位置におけるC量の割合を算出した。結果を下記表3-1または表3-2に示す。なお、

ボルトの母材のC量としては、表1-1または表1-2に示したC量を用いて上記割合を算出した。

[0081] (4) ボルトの軸部を横断面（ボルトの軸に対して垂直な断面）で切断し、軸部の直径をDとしたとき、 $D/4$ 位置における任意の 0.039 mm^2 の領域を、光学顕微鏡で、観察倍率400倍で観察した。画像解析して $D/4$ 位置における旧オーステナイト結晶粒の粒径を測定し、平均値を求めた。結果を下記表3-1または表3-2に示す。

[0082] (5) ボルトのねじ部を縦断面（ボルトの軸に対して平行な断面）で切断し、ねじ底表面から深さ 0.05 mm 位置を、走査型電子顕微鏡で、観察倍率5000倍で観察し、電子線後方散乱回折法(Electron Backscatter Diffraction: EBSD)にて観察視野内における旧オーステナイト結晶粒の粒径を測定し、平均値を求めた。EBSD法による測定条件は、次の通りである。結果を下記表3-1または表3-2に示す。

装置名 : TSL製 OIM 結晶方位解析装置 (EBSD)

加速電圧 : 15 kV

分析範囲 : 幅 $50\text{ }\mu\text{m}$ ×縦 $52.5\text{ }\mu\text{m}$

Step : $0.15\text{ }\mu\text{m}$

[0083] 次に、得られたボルトについて、(6)耐遅れ破壊性および(7)疲労特性を評価した。

[0084] (6) まず、得られたボルトを、ロードセルを組み込んだ治具にセットし、ナットランナーでボルトを回転して治具を締め付けることによってボルトの回転角度と軸力の関係について調べた。そして、この関係に基づいて、ボルトにかかる軸力が降伏点となる回転角度およびボルトにかかる軸力が最大軸力となる回転角度をそれぞれ求めた。次に、以下2水準の遅れ破壊試験を行なった。下記遅れ破壊試験2の条件は、下記遅れ破壊試験1の条件よりも過酷な条件であり、下記遅れ破壊試験1で不合格となったボルトは、下記遅れ破壊試験2は実施しなかった。本発明の一例では、下記遅れ破壊試験1で

合格（○）となったボルトを耐遅れ破壊性に優れると評価し、下記遅れ破壊試験２で合格（○）となったボルトを耐遅れ破壊性に極めて優れると評価した。

[0085] （遅れ破壊試験１）ボルトにかかる軸力が降伏点となる回転角度までボルトを回転して治具を締め付けた後、治具ごとに１％ＨＣＩに２００時間浸漬することにより耐遅れ破壊性を評価した。ボルトは１０本ずつ評価した。１０本中１本も破断しなかった場合を合格とし、下記表３－１および表３－２では○と表記した。１０本中１本でも破断した場合を不合格とし、下記表３－１および表３－２では×と表記した。

[0086] （遅れ破壊試験２）上記遅れ破壊試験１において、ボルトにかかる軸力が降伏点となる回転角度までボルトを回転して治具を締め付ける代わりに、ボルトにかかる軸力が最大軸力（ボルト回転角度－軸力線図における最大軸力）となる回転角度までボルトを回転して治具を締め付けた後、更に＋９０°締め付ける以外は同じ条件で試験を行ない、同じ基準で耐遅れ破壊性を評価した。結果を下記表３－１および表３－２に示す。

[0087] （７）油圧サーボパルサーを用いて以下２水準の疲労試験を行なった。下記疲労試験２の条件は、下記疲労試験１の条件よりも過酷な条件であり、下記疲労試験１で不合格となったボルトは、下記疲労試験２は実施しなかった。本発明の一例では、下記疲労試験１で合格（○）となったボルトを疲労特性に優れると評価し、下記疲労試験２で合格（○）となったボルトを疲労特性に極めて優れると評価した。

[0088] （疲労試験１）ボルトの引張強度の０．５倍を平均応力とし、振幅応力は平均応力の１６％として２×１０６回まで実施することで疲労特性を評価した。ボルトは５本ずつ評価し、５本中１本も破断しなかった場合を合格とし、下記表３－１および表３－２では○と表記した。５本中１本でも破断した場合を不合格とし、下記表３－１および表３－２では×と表記した。

[0089] （疲労試験２）上記疲労試験１において、ボルトの引張強度の０．５倍を平均応力とする代わりに、ボルトの引張強度の０．６倍を平均応力とする以

外は同じ条件で試験を行ない、同じ基準で疲労特性を評価した。結果を下記表 3-1 および表 3-2 に示す。

[0090] 下記表 1-1、表 1-2、表 2、表 3-1、および表 3-2 から、次のように考察できる。

[0091] No. 1~23、42~44 は、本開示で規定する要件を満足する例であり、高強度で、且つ優れた耐遅れ破壊性および疲労特性を発揮していることが分かる。即ち、No. 1~23、42~44 は、いずれも遅れ破壊試験 1 および疲労試験 1 による基準で合格となっている。特に、No. 42、43 と、No. 1~23、44 を比較すると、ボルトのねじ底表面から深さ 0.05 mm 位置における C 量の割合が、母材の C 量に対して 50~110% に調整することによって、耐遅れ破壊性および疲労特性を一段と向上できることが分かる。即ち、No. 1~23、44 は、遅れ破壊試験 2 および疲労試験 2 による基準においても合格となっている。

[0092] これに対し、No. 24~41 は、本開示で規定するいずれかの要件を満足しない例であり、ボルトの製造自体ができないか、ボルトを製造しても、強度、耐遅れ破壊性、および疲労特性のうち少なくとも一つの特性が劣化している。

[0093] これらのうち、No. 24~26 は、転造してから焼入焼戻しを行ったため、ボルトのねじ底表面から深さ 0.05 mm 位置における圧縮残留応力が、引張強度との関係で低すぎた例である。その結果、耐遅れ破壊性および疲労特性を改善できなかった。

[0094] No. 27 は、C 量が少なすぎる例であり、焼戻し温度を 300℃としても 1500 MPa 以上の引張強度を確保できなかった。

[0095] No. 28 は、C 量が多すぎる例であり、鋼の靱延性が低下したため、耐遅れ破壊性および疲労特性を改善できなかった。

[0096] No. 29 は、Si 量が少なすぎる例であり、結晶粒界に粗大なセメンタイトが析出したため、耐遅れ破壊性および疲労特性を改善できなかった。

[0097] No. 30 は、Si 量が多すぎる例であり、フェライトが析出したため、

疲労特性を改善できなかった。

[0098] No. 31は、Mn量が多すぎた例であり、粗大なMnSが生成したため、耐遅れ破壊性および疲労特性を改善できなかった。

[0099] No. 32は、P量が多すぎた例であり、Pが結晶粒界に濃化し、鋼の靱延性が低下したため、耐遅れ破壊性を改善できなかった。

[0100] No. 33は、S量が多すぎた例であり、Pと同様、Sが結晶粒界に濃化し、鋼の靱延性が低下したため、耐遅れ破壊性を改善できなかった。

[0101] No. 34は、Cr量が少なすぎた例であり、鋼の耐食性が低下したため、耐遅れ破壊性を改善できなかった。

[0102] No. 35は、Mo量が多すぎた例であり、熱間延性が低下し、線材自体を製造できなかった。

[0103] No. 36は、Al量が多すぎた例であり、粗大な窒化物が形成されたため、疲労特性を改善できなかった。

[0104] No. 37は、N量が多すぎた例であり、粗大な窒化物が形成されたため、疲労特性を改善できなかった。

[0105] No. 38～40は、Ti量およびNb量が本開示で規定する範囲を下回り、少なすぎた例であり、D/4位置における旧オーステナイト結晶粒が粗大化したため、耐遅れ破壊性および疲労特性を改善できなかった。

[0106] No. 41は、焼入れ温度が高すぎたため、D/4位置における旧オーステナイト結晶粒が粗大化し、鋼の靱延性が低下した例である。その結果、耐遅れ破壊性および疲労特性を改善できなかった。

[0107]

[表1-1]

鋼種	成分組成(質量%)													
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Al	N	Ti	Nb	Cu	Ni	V
A	0.40	1.75	0.12	0.010	0.013	1.03	0.02	0.020	0.0052	0.053	-	0.23	0.45	0.165
B	0.41	1.61	0.13	0.008	0.003	1.48	-	0.017	0.0048	0.051	0.050	-	-	0.103
C	0.39	1.80	0.75	0.013	0.015	1.01	0.01	0.025	0.0042	0.023	-	-	-	-
D	0.48	1.52	0.11	0.009	0.007	0.91	0.13	0.030	0.0058	0.041	-	0.21	0.44	0.183
E	0.35	1.95	0.82	0.003	0.005	0.15	0.05	0.024	0.0043	0.068	-	-	-	-
F	0.26	2.52	1.35	0.018	0.015	0.82	-	0.028	0.0120	0.085	-	-	0.52	0.052
G	0.35	1.81	0.55	0.014	0.015	0.13	-	0.054	0.0080	-	0.029	-	0.55	0.284
H	0.28	2.28	1.10	0.023	0.025	0.83	0.01	0.051	0.0051	0.028	-	0.13	-	0.163
I	0.37	1.64	0.33	0.008	0.008	1.17	0.01	0.020	0.0065	0.041	-	-	-	-
J	0.45	1.63	0.15	0.010	0.008	1.39	0.18	0.083	0.0047	-	0.085	0.48	0.92	0.281
K	0.36	1.77	0.35	0.015	0.017	1.13	0.02	0.020	0.0024	0.037	-	-	0.19	0.151
L	0.41	1.70	0.19	0.007	0.005	0.57	0.12	0.022	0.0062	0.072	-	-	-	0.157
M	0.33	1.88	0.98	0.014	0.015	0.39	-	0.019	0.0040	0.071	-	0.32	0.63	-
N	0.26	1.53	0.13	0.008	0.009	0.10	-	0.013	0.0022	0.021	-	-	-	-
O	0.48	2.92	1.45	0.009	0.005	1.44	0.18	0.085	0.0185	0.097	-	-	-	-

[0108]

[表1-2]

鋼種	成分組成(質量%)													
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Al	N	Ti	Nb	Cu	Ni	W
A1	0.18	1.78	0.15	0.008	0.008	1.00	-	0.020	0.0051	0.051	-	-	-	-
B1	0.59	1.81	0.23	0.005	0.011	1.10	0.01	0.018	0.0052	0.055	-	-	-	-
C1	0.35	1.30	0.18	0.008	0.010	1.08	-	0.025	0.0048	0.051	-	-	-	-
D1	0.33	3.48	0.13	0.007	0.007	0.95	-	0.019	0.0050	0.048	-	-	-	-
E1	0.39	1.75	1.75	0.010	0.009	0.99	0.01	0.020	0.0061	0.050	-	-	-	-
F1	0.34	1.73	0.20	0.039	0.011	1.00	-	0.029	0.0042	0.055	-	-	-	-
G1	0.41	1.80	0.18	0.009	0.038	1.12	-	0.041	0.0040	0.061	-	-	-	-
H1	0.39	1.88	0.15	0.013	0.011	0.02	0.02	0.053	0.0061	0.057	-	-	-	-
I1	0.42	1.69	0.14	0.010	0.009	1.05	0.51	0.051	0.0067	-	0.051	-	-	-
J1	0.48	1.73	0.13	0.007	0.008	0.91	-	0.193	0.0055	-	0.053	-	-	-
K1	0.31	1.75	0.15	0.005	0.006	0.95	0.01	0.024	0.0280	0.052	-	-	-	-
L1	0.35	1.71	0.17	0.011	0.012	0.99	-	0.020	0.0047	0.003	-	-	-	-
M1	0.40	1.74	0.16	0.014	0.013	1.01	0.01	0.018	0.0051	-	0.005	-	-	-
N1	0.39	1.75	0.19	0.008	0.010	0.98	-	0.022	0.0058	0.007	0.008	-	-	-

[0109]

[表2]

No.	鋼種	工程(※)	焼入れ		焼戻し温度 (°C)
			加熱温度 (°C)	加熱時のCP (質量%)	
1	A	Q→T→R	920	0.35	400
2	A	R→Q→T→SP(SP1→SP2)	920	0.35	400
3	A	R→Q→T→SP(SP1→SP2)→A	920	0.35	400
4	B	Q→T→R	920	0.35	400
5	B	R→Q→T→SP(SP1→SP2)	920	0.35	400
6	B	R→Q→T→SP(SP1→SP2)→A	920	0.35	400
7	C	Q→T→R	920	0.30	425
8	C	R→Q→T→SP(SP1→SP2)→A	920	0.30	425
9	C	R→Q→T→SP(SP1→SP2)→A	920	0.45	425
10	D	Q→T→R	910	0.40	425
11	D	R→Q→T→SP(SP1→SP2)	910	0.40	425
12	D	R→Q→T→SP(SP2)	910	0.40	425
13	E	Q→T→R	920	0.30	425
14	F	Q→T→R	940	0.15	425
15	G	Q→T→R	920	0.30	400
16	H	Q→T→R	940	0.25	400
17	I	Q→T→R	920	0.30	425
18	J	Q→T→R	920	0.40	425
19	K	Q→T→R	920	0.30	425
20	L	Q→T→R	920	0.35	425
21	M	Q→T→R	920	0.30	350
22	N	Q→T→R	910	0.20	350
23	O	Q→T→R	940	0.45	450
24	A	R→Q→T	920	0.35	400
25	B	R→Q→T	920	0.35	400
26	C	R→Q→T	920	0.30	425
27	A1	Q→T→R	920	0.15	300
28	B1	Q→T→R	920	0.50	450
29	C1	Q→T→R	910	0.30	400
30	D1	Q→T→R	940	0.30	425
31	E1	Q→T→R	920	0.35	400
32	F1	Q→T→R	920	0.30	400
33	G1	Q→T→R	920	0.35	400
34	H1	Q→T→R	920	0.35	400
35	I1	-	-	-	-
36	J1	Q→T→R	920	0.45	425
37	K1	Q→T→R	920	0.25	400
38	L1	Q→T→R	920	0.30	400
39	M1	Q→T→R	920	0.35	400
40	N1	Q→T→R	920	0.35	400
41	A	Q→T→R	950	0.35	400
42	A	Q→T→R	920	0.50	400
43	A	Q→T→R	920	0.15	400
44	A	Q→T→R→SP(SP1→SP2)→A	920	0.15	400

※Q:焼入れ、T:焼戻し、R:転造、SP:ショットピーニング、A:焼鈍

[表3-1]

No.	引張強度 (MPa)	0.05mm位置 圧縮残留応力 (MPa)	圧縮残留応力/ 引張強度 (-)	0.05mm位置O量 (質量%)	0.05mm位置C量/ 母材C量 (%)	D/4位置 平均結晶粒径 (μm)	0.05mm位置 平均結晶粒径 (μm)	耐衝撃破壊性				疲労特性			
								試験1 破断数	判定	試験2 破断数	判定	試験1 破断数	判定	試験2 破断数	判定
1	1874	423	0.23	0.37	93	8.5	4.3	0	○	0	○	0	○	0	○
2	1884	1024	0.54	0.38	95	8.3	1.3	0	○	0	○	0	○	0	○
3	1885	915	0.49	0.36	90	8.5	1.4	0	○	0	○	0	○	0	○
4	1888	515	0.27	0.36	88	8.2	3.2	0	○	0	○	0	○	0	○
5	1897	915	0.48	0.38	93	8.5	1.9	0	○	0	○	0	○	0	○
6	1899	927	0.49	0.37	90	6.1	2.0	0	○	0	○	0	○	0	○
7	1678	524	0.31	0.27	69	9.9	4.9	0	○	0	○	0	○	0	○
8	1685	924	0.55	0.27	69	9.8	1.7	0	○	0	○	0	○	0	○
9	1690	938	0.56	0.42	108	9.8	1.6	0	○	0	○	0	○	0	○
10	1860	583	0.31	0.38	78	8.5	4.2	0	○	0	○	0	○	0	○
11	1872	1147	0.61	0.37	77	8.4	0.8	0	○	0	○	0	○	0	○
12	1875	914	0.49	0.36	75	8.5	0.9	0	○	0	○	0	○	0	○
13	1596	414	0.26	0.28	80	8.3	4.1	0	○	0	○	0	○	0	○
14	1633	324	0.20	0.13	50	7.5	3.4	0	○	0	○	0	○	0	○
15	1742	485	0.28	0.26	74	9.2	3.9	0	○	0	○	0	○	0	○
16	1738	436	0.25	0.23	82	9.7	3.8	0	○	0	○	0	○	0	○
17	1839	591	0.32	0.27	73	8.5	4.1	0	○	0	○	0	○	0	○
18	1954	513	0.26	0.37	82	7.1	3.2	0	○	0	○	0	○	0	○
19	1719	574	0.33	0.26	72	8.4	4.0	0	○	0	○	0	○	0	○
20	1727	415	0.24	0.33	80	7.1	3.0	0	○	0	○	0	○	0	○

[0111]

[表3-2]

No.	引張強度 (MPa)	0.05mm位置 圧縮残留応力 (MPa)	圧縮残留応力/ 引張強度 (-)	0.05mm位置C量 (質量%)	0.05mm位置C量/ 母材C量 (%)	D/4位置 平均結晶粒径 (μm)	0.05mm位置 平均結晶粒径 (μm)	耐遅れ破壊性				疲労特性			
								試験1 破断数	判定	試験2 破断数	判定	試験1 破断数	判定	試験2 破断数	判定
21	1825	519	0.28	0.27	82	7.3	3.7	0	O	0	O	0	O	0	O
22	1574	424	0.27	0.18	69	9.7	4.1	0	O	0	O	0	O	0	O
23	2075	451	0.22	0.43	90	6.4	3.2	0	O	0	O	0	O	0	O
24	1851	58	0.03	0.33	83	8.5	8.3	5	x	-	-	2	x	-	-
25	1869	51	0.03	0.33	80	6.1	6.0	6	x	-	-	2	x	-	-
26	1662	64	0.04	0.26	67	9.7	9.5	3	x	-	-	5	x	-	-
27	1449	446	0.31	0.13	72	8.4	4.0	0	O	0	O	0	O	0	O
28	1815	467	0.26	0.46	81	8.6	3.9	9	x	-	-	2	x	-	-
29	1640	271	0.17	0.27	77	8.5	3.7	10	x	-	-	4	x	-	-
30	1541	534	0.35	0.27	82	8.8	4.1	0	O	0	O	5	x	-	-
31	1755	525	0.30	0.33	85	8.4	4.0	10	x	-	-	5	x	-	-
32	1694	514	0.30	0.28	82	8.2	3.9	10	x	-	-	0	O	0	O
33	1829	573	0.31	0.33	80	8.5	4.2	10	x	-	-	0	O	0	O
34	1702	594	0.35	0.33	85	8.6	4.5	6	x	-	-	0	O	0	O
35	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
36	1770	519	0.29	0.41	85	8.9	4.3	0	O	0	O	5	x	-	-
37	1645	481	0.29	0.22	71	8.3	4.1	0	O	0	O	5	x	-	-
38	1702	515	0.30	0.26	74	15.4	15.3	9	x	-	-	5	x	-	-
39	1794	497	0.28	0.32	80	15.9	15.2	8	x	-	-	3	x	-	-
40	1771	473	0.27	0.33	85	16.1	13.1	5	x	-	-	3	x	-	-
41	1859	451	0.24	0.34	85	15.8	15.3	6	x	-	-	2	x	-	-
42	1881	534	0.28	0.48	120	8.3	4.1	0	O	8	x	0	O	0	O
43	1851	411	0.22	0.17	43	8.6	4.9	0	O	0	O	0	O	4	x
44	1890	1051	0.56	0.37	93	8.4	0.9	0	O	0	O	0	O	0	O

[0112] 本明細書の開示内容は、以下の態様を含む。

態様：1

母材の成分組成が、質量%で、

C : 0.25~0.5%、

Si : 1.5~3.0%、

Mn : 0.1~1.5%、

P : 0%超0.03%以下、

S : 0%超0.03%以下、

Cr : 0.05~1.5%、

Mo : 0%以上0.2%未満、

Al : 0.01~0.1%、および

N : 0.002~0.020%を含有し、

更に、

Ti : 0.02~0.1%、および

Nb : 0.02~0.1%の1種または2種を含有し、

残部が鉄および不可避免的不純物からなり、

引張強度が1500MPa以上で、

ボルトのねじ底表面から深さ0.05mm位置における圧縮残留応力が、
引張強度×0.15MPa以上であり、

ボルトの軸部における直径をDとしたとき、D/4位置における旧オース
テナイト結晶粒の平均粒径が5~15μmであることを特徴とする耐遅れ破
壊性および疲労特性に優れた高強度ボルト。

態様2：

更に、他の元素として、質量%で、

Cu : 0%超0.5%以下、および

Ni : 0%超1%以下の1種または2種を含有する態様1に記載の高強度
ボルト。

態様3：

更に、他の元素として、質量%で、

V : 0%超0.5%以下、および

W : 0%超0.5%以下の1種または2種を含有する態様1または2に記載の高強度ボルト。

態様4 :

ボルトのねじ底表面から深さ0.05mm位置におけるC量の割合が、前記母材のC量に対して50~110%である態様1~3のいずれかに記載の高強度ボルト。

態様5 :

態様1~4のいずれかに記載の高強度ボルトの製造方法であって、
焼入れ焼戻し後に、転造加工およびショットピーニングより選ばれる少なくとも一つを行うことによって圧縮残留応力を付与することを特徴とする態様1~4のいずれかに記載の高強度ボルトの製造方法。

態様6 :

前記焼入れは、カーボンポテンシャルが母材のC量に対して50~110%の雰囲気で行なう態様5に記載の製造方法。

態様7 :

圧縮残留応力を付与した後、焼鈍する態様5または6に記載の製造方法。

[0113] 本出願は、出願日が2015年12月1日である日本国特許出願、特願第2015-235196号を基礎出願とする優先権主張を伴う。特願第2015-235196号は参照することにより本明細書に取り込まれる。

請求の範囲

- [請求項1] 母材の成分組成が、質量％で、
C : 0.25～0.5％、
Si : 1.5～3.0％、
Mn : 0.1～1.5％、
P : 0％超0.03％以下、
S : 0％超0.03％以下、
Cr : 0.05～1.5％、
Mo : 0％以上0.2％未満、
Al : 0.01～0.1％、および
N : 0.002～0.020％を含有し、
更に、
Ti : 0.02～0.1％、および
Nb : 0.02～0.1％の1種または2種を含有し、
残部が鉄および不可避免的不純物からなり、
引張強度が1500MPa以上で、
ボルトのねじ底表面から深さ0.05mm位置における圧縮残留応力が、引張強度×0.15MPa以上であり、
ボルトの軸部における直径をDとしたとき、D/4位置における旧オーステナイト結晶粒の平均粒径が5～15μmであることを特徴とする耐遅れ破壊性および疲労特性に優れた高強度ボルト。
- [請求項2] 更に、質量％で、少なくとも以下の(a)または(b)を満たすように、他の元素を含有する請求項1に記載の高強度ボルト。
(a) Cu : 0％超0.5％以下、およびNi : 0％超1％以下の1種または2種
(b) V : 0％超0.5％以下、およびW : 0％超0.5％以下の1種または2種
- [請求項3] ボルトのねじ底表面から深さ0.05mm位置におけるC量の割合

が、前記母材のC量に対して50～110%である請求項1または2に記載の高強度ボルト。

[請求項4] 請求項1または2に記載の高強度ボルトの製造方法であって、
 焼入れ焼戻し後に、転造加工およびショットピーニングより選ばれる少なくとも一つを行うことによって圧縮残留応力を付与することを特徴とする請求項1または2に記載の高強度ボルトの製造方法。

[請求項5] 前記焼入れは、カーボンポテンシャルが母材のC量に対して50～110%の雰囲気で行なう請求項4に記載の製造方法。

[請求項6] 圧縮残留応力を付与した後、焼鈍する請求項4に記載の製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2016/085217

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(2006.01)i, C21D7/06(2006.01)i, C21D9/00(2006.01)i, C22C38/34(2006.01)i, C22C38/50(2006.01)i

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-C22C38/60, C21D7/06, C21D9/00, F16B35/00

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.
Y A	JP 2013-163865 A (Kobe Steel, Ltd.), 22 August 2013 (22.08.2013), claims; 0001, 0057, 0059 to 0061; tables 1 to 3 & US 2015/0003935 A1 claims; 0001, 0101 to 0106; tables 1 to 3 & WO 2013/105344 A1 & EP 2803742 A1 & TW 201339325 A & CN 104040004 A & KR 10-2014-0101001 A & MX 2014008499 A	2, 4 1, 3, 5-6
Y A	JP 7-292434 A (Nippon Steel Corp.), 07 November 1995 (07.11.1995), claims; 0001 to 0006 (Family: none)	2, 4 1, 3, 5-6
A	JP 2012-17484 A (Kobe Steel, Ltd.), 26 January 2012 (26.01.2012), (Family: none)	1-6

☒ 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
08 February 2017 (08.02.17)

Date of mailing of the international search report
21 February 2017 (21.02.17)

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/JP2016/085217

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 2015-14031 A (Kobe Steel, Ltd.), 22 January 2015 (22.01.2015), & WO 2015/001950 A1 & TW 201525158 A	1-6
A	JP 2006-131990 A (Nippon Steel Corp.), 25 May 2006 (25.05.2006), (Family: none)	1-6
A	JP 2006-291295 A (Nippon Steel Corp.), 26 October 2006 (26.10.2006), (Family: none)	1-6

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, C21D7/06(2006.01)i, C21D9/00(2006.01)i, C22C38/34(2006.01)i, C22C38/50(2006.01)i

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-C22C38/60, C21D7/06, C21D9/00, F16B35/00

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
Y A	JP 2013-163865 A (株式会社神戸製鋼所) 2013.08.22, 特許請求の範囲, 0001, 0057, 0059-0061, 表 1-表 3 & US 2015/0003935 A1, Claims, 0001, 0101-0106, TABLE 1-TABLE 3 & WO 2013/105344 A1 & EP 2803742 A1 & TW 201339325 A & CN 104040004 A & KR 10-2014-0101001 A & MX 2014008499 A	2, 4 1, 3, 5-6
Y A	JP 7-292434 A (新日本製鐵株式会社) 1995.11.07, 特許請求の範囲, 0001-0006 (ファミリーなし)	2, 4 1, 3, 5-6

☑ 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

08.02.2017

国際調査報告の発送日

21.02.2017

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)

鈴木 葉子

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

4 K

3557

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 2012-17484 A (株式会社神戸製鋼所) 2012. 01. 26, (ファミリーなし)	1-6
A	JP 2015-14031 A (株式会社神戸製鋼所) 2015. 01. 22, & WO 2015/001950 A1 & TW 201525158 A	1-6
A	JP 2006-131990 A (新日本製鐵株式会社) 2006. 05. 25, (ファミリーなし)	1-6
A	JP 2006-291295 A (新日本製鐵株式会社) 2006. 10. 26, (ファミリーなし)	1-6