

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第5674620号
(P5674620)

(45) 発行日 平成27年2月25日(2015.2.25)

(24) 登録日 平成27年1月9日(2015.1.9)

(51) Int.Cl.	F 1
C 22 C 38/00	(2006.01) C 22 C 38/00 3 O 1 Y
C 22 C 38/38	(2006.01) C 22 C 38/00 3 O 1 Z
C 22 C 38/58	(2006.01) C 22 C 38/38
C 21 D 8/06	(2006.01) C 22 C 38/58
B 21 C 1/00	(2006.01) C 21 D 8/06 A

請求項の数 6 (全 19 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願2011-223114 (P2011-223114)
 (22) 出願日 平成23年10月7日 (2011.10.7)
 (65) 公開番号 特開2013-82963 (P2013-82963A)
 (43) 公開日 平成25年5月9日 (2013.5.9)
 審査請求日 平成25年8月16日 (2013.8.16)

(73) 特許権者 000001199
 株式会社神戸製鋼所
 兵庫県神戸市中央区脇浜海岸通二丁目2番
 4号
 (73) 特許権者 390005278
 株式会社杉田製線
 東京都墨田区東墨田3丁目1番12号
 (74) 代理人 100075409
 弁理士 植木 久一
 (74) 代理人 100129757
 弁理士 植木 久彦
 (74) 代理人 100115082
 弁理士 菅河 忠志
 (74) 代理人 100125243
 弁理士 伊藤 浩彰

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】ボルト用鋼線及びボルト、並びにその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

C : 0 . 3 5 ~ 0 . 5 0 % (質量%の意味。以下、化学組成について同じ)未満、
 Si : 0 . 1 % 以下 (0 %を含まない)、
 Mn : 1 . 0 ~ 2 . 0 %、
 P : 0 . 0 2 5 % 以下 (0 %を含まない)、
 S : 0 . 0 2 5 % 以下 (0 %を含まない)、
 Cr : 0 . 0 5 ~ 1 . 0 %、
 Al : 0 . 0 1 ~ 0 . 1 %、
 N : 0 . 0 1 % 以下 (0 %を含まない)、
 B : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 0 5 % を含有する他、
 Ti : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 0 7 %、V : 0 . 0 5 ~ 0 . 4 %、およびNb : 0 . 0 5 ~ 0 . 1 %よりなる群から選択される少なくとも1種を含有し、残部が鉄および不可避不純物からなる鋼線であり、

ミクロ組織がフェライト及びパーライトの2相組織であって、パーライトラメラ間隔が250nm以下であり、且つ、パーライトの面積率が40%超、80%以下であるとともに、

引張強さが1300MPa以下であることを特徴とするボルト用鋼線。

【請求項2】

更に、Cu : 0 . 2 0 % 以下 (0 %を含まない) および / または Ni : 0 . 2 0 % 以下 20

(0%を含まない)を含有する請求項1に記載のボルト用鋼線。

【請求項3】

C : 0.30 ~ 0.50% (質量%の意味。以下、化学組成について同じ) 未満、

S i : 0.1%以下 (0%を含まない)、

M n : 1.0 ~ 2.0%、

P : 0.025%以下 (0%を含まない)、

S : 0.025%以下 (0%を含まない)、

C r : 0.05 ~ 1.0%、

A l : 0.01 ~ 0.1%、

N : 0.01%以下 (0%を含まない)、

B : 0.0005 ~ 0.005%を含有する他、

T i : 0.005 ~ 0.07%、V : 0.05 ~ 0.4%、およびN b : 0.05 ~ 0

.1%よりなる群から選択される少なくとも1種を含有し、残部が鉄および不可避不純物からなる鋼を、

熱間圧延後、A c₃点～1100に加熱してオーステナイト化し、

この加熱から45～450/秒の冷却速度で450～600まで冷却し、

次いで450～600の温度で、[恒温変態時間(秒)]/[圧延材の直径D(mm)]の値を8～11として恒温変態させ、300～420までを0.4～4.0/秒の冷却速度で冷却した後、

総減面率50～80%の冷間伸線加工を行うことを特徴とするボルト用鋼線の製造方法

。

但し、上記A c₃点は、A c₃() = 908 - 224[C] + 4385[P] + 30.5[Si] - 34.4[Mn] - 23[Ni]により計算される温度であり、[(元素名)]は各元素の含有量(質量%)を意味する。

【請求項4】

前記鋼が更に、C u : 0.20%以下 (0%を含まない)および/またはN i : 0.20%以下 (0%を含まない)を含有する請求項3に記載のボルト用鋼線の製造方法。

【請求項5】

軸部成形、頭部成形、ねじ切り成形を組み合わせて鋼線からボルト成形することによってボルトを製造する方法であって、

前記軸部成形では、請求項3または4に記載の製造方法により得られたボルト用鋼線を、下記式(1)を満足する条件で縮径加工し、さらに前記頭部成形と前記ねじ切り成形を行ってボルト成形した後に、200～400のベーキング処理をすることを特徴とするボルトの製造方法。

$$5.4 \times (\text{A 値減面率}) + 3.15 \times (\text{B 値減面率}) + 6.52 \times C e q = 880$$

・・・(1)

上記式(1)中、

A 値減面率：前記冷間伸線加工時の総減面率

B 値減面率：前記縮径加工時の総減面率

$$C e q = [C] + [Si] / 7 + [Mn] / 5 + [Cu] / 7 + [Cr] / 9 + [Ni] / 20 \quad (但し、[(元素名)]は各元素の含有量(質量%))$$

【請求項6】

請求項5に記載の製造方法によって得られるボルトであって、

引張強度が1200MPa以上、0.2%耐力が1080MPa以上、及び耐力比が0.90以上であることを特徴とするボルト。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、自動車用や各種産業機械用等として使用されるボルト用鋼に関し、特にボルト成形後の焼入れ焼戻し処理を行わずに、1200MPa以上の引張強度を有すると共に

10

20

30

40

50

、優れた冷間鍛造性と耐遅れ破壊性を兼ね備えた高強度ボルト、およびこれに用いる高強度ボルト用鋼線、並びにこれらの製造方法に関するものである。

【背景技術】

【0002】

自動車、一般機械及び建築物に用いられる高強度締結部品においては、一般的にCr、Mo等を增量した合金強靱鋼を適用し、これを焼入れ焼戻し処理することで目標強度を確保している。一方、住宅物や各種弱電装置に使用される高強度締結部品には、通常、炭素量が0.20%前後の低炭素鋼が採用され、浸炭焼入れ焼戻し処理することで、目標強度を達成している。

【0003】

10

ところが、前者の場合、使用環境下で鋼中に浸入する水素の影響により、締結後にボルトが破断（遅れ破壊）する可能性があり、多くの場合は実用引張強度が1100 MPa以下に制約されている。一方、後者の場合、浸炭焼入れにより最表面硬さがHV600（引張強度換算で1960 MPa）を超える高硬度となることから、寒暖差による結露等、僅かな環境変化にも非常に敏感に反応し、遅れ破壊が生じる危険をはらんでいる。

【0004】

前記した遅れ破壊は、種々の要因が複雑に絡み合って生じると考えられるため、その原因を特定することは難しい。しかし、一般的には、水素脆化現象が関与しているという共通の認識が持たれている。この水素脆化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ものの、水素脆化の防止手段が確立されているわけではなく、種々の方法が試行錯誤して提案されているに過ぎないのが実情である。

20

【0005】

また近年、ボルト製造コストの低減と、ボルト製造工程中に排出される温室効果ガスの低減を目的に、ボルト成形後の焼入れ焼き戻し工程を省略した非調質ボルトが注目されている。非調質ボルトでは、伸線加工時の加工硬化によって目標強度を確保しなければならないが、加工硬化した鋼線を冷間鍛造してボルト成形するためには、ボルト形状の制約や鍛造金型寿命の低下を招く等の問題がある。この傾向は、ボルトの高強度化に伴い顕著となることから、改善要望が非常に強い。上記の問題に対し、従来技術として以下の方法が開示されている。

30

【0006】

特許文献1では、微細化合物の分散を活用して、遅れ破壊を抑制する技術が開示されている。当該技術は、合金鋼を焼入れ後、高温で焼戻しすることによって微細な合金系化合物を数多く析出させ、その析出物に鋼中を動き回る水素（拡散性水素）をトラップすることで、耐遅れ破壊性を改善している。しかし、合金元素の多量添加と焼入れ焼戻し工程が必須となるため、ボルト製造コストが増加し、またボルト製造時の温室効果ガスを排出するという問題がある。

【0007】

特許文献2では、パーライト鋼を強伸線加工することによって耐遅れ破壊性を向上させた非調質ボルトの製造方法が開示されている。当該技術は、パーライト組織とすることで、水素脆化に伴う粒界強度低下が大きい旧オーステナイト粒界を消失させ、かつパーライト組織中のセメンタイトとフェライトの界面で鋼中水素をトラップさせて耐遅れ破壊性を改善している。しかし、特許文献2の技術は、対象とするボルト強度が1500 MPaであり、高強度化を優先するためパーライト組織分率が高く、ボルト成形前の変形抵抗が増加するため、金型寿命が大きく低下するという問題がある。

40

【0008】

特許文献3では、引張強度が900 MPa以上の非調質アプセットボルト用鋼において、フェライト及びパーライト組織中に析出物を分散させることによって耐遅れ破壊性を向上させる技術が開示されている。しかし、ボルトの引張強度が1100 MPa以上では、強伸線加工に伴って割れ発生限界圧縮率が低下し、ボルト成形時の割れ発生と、耐遅れ破

50

壊性の低下を招く。

【0009】

特許文献4は、引張強度が900 MPa以上の非調質ボルト用鋼において、ベイナイト組織を活用することによって冷間鍛造性を向上させる技術が開示されている。しかし、ベイナイト組織は加工硬化率が低いため、1200 MPa以上のボルト強度を得るのが困難である。更に、ベイナイト組織は、マルテンサイト組織やパーライト組織等と比べて、リラクセーションによる応力緩和の影響が生じやすく、締結後のボルト特性を維持するという観点においても問題を有している。

【0010】

特許文献5では、中炭素マンガン鋼線材を恒温変態処理することによって、冷間鍛造性に優れた非調質高強度ボルト用鋼線を得る技術が開示されている。当該技術は、熱間圧延時に生じる鋼材の強度のばらつき低減と、ボルト成形前の変形抵抗低減に特に着目した技術であり、引張強度が1000 MPa級のボルトを製造可能である。但し、特許文献5では鋼中水素の影響を無害化する方策は導入されておらず、当該技術は、遅れ破壊が顕著になる1200 MPa以上の引張強度のボルトには対応できない。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0011】

【特許文献1】特許第4031068号公報

【特許文献2】特開2000-337334号公報

【特許文献3】特開2003-113444号公報

【特許文献4】特開平2-166229号公報

【特許文献5】特許第1521033号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0012】

本発明は、上記のような事情に鑑みてなされたものであり、ボルト成形後の焼入れ焼戻し工程を省略した非調質ボルトであって、1200 MPa以上の引張強度を有すると共に耐遅れ破壊性に優れた高強度ボルト、及び前記ボルトに用いる冷間鍛造性に優れた高強度ボルト用鋼線、ならびにこれらの製造方法を提供することを目的とする。

【課題を解決するための手段】

【0013】

本発明は、C : 0.30 ~ 0.50% (質量%の意味。以下、化学組成について同じ) 未満、Si : 0.1%以下 (0%を含まない)、Mn : 1.0 ~ 2.0%、P : 0.025%以下 (0%を含まない)、S : 0.025%以下 (0%を含まない)、Cr : 0.05 ~ 1.0%、Al : 0.01 ~ 0.1%、N : 0.01%以下 (0%を含まない)、B : 0.0005 ~ 0.005%を含有する他、Ti : 0.005 ~ 0.07%、V : 0.05 ~ 0.4%、およびNb : 0.05 ~ 0.1%よりなる群から選択される少なくとも1種を含有し、残部が鉄および不可避不純物からなる鋼線であり、ミクロ組織がフェライト及びパーライトの2相組織であって、パーライトラメラ間隔が250 nm以下であり、且つ、パーライトの面積率が40%超、80%以下であるとともに、引張強さが1300 MPa以下であることを特徴とするボルト用鋼線である。本発明のボルト用鋼線は、更にCu : 0.20%以下 (0%を含まない) および / またはNi : 0.20%以下 (0%を含まない) を含有することが好ましい。

【0014】

本発明は、上記した化学組成を有する鋼を、熱間圧延後、Ac₃点 ~ 1100 ℃に加熱してオーステナイト化し、次いで450 ~ 600 ℃の温度で恒温変態させて冷却した後、総減面率50 ~ 80%の冷間伸線加工を行うことを特徴とするボルト用鋼線の製造方法も包含する。但し、上記Ac₃点は、Ac₃() = 908 - 224[C] + 4385[P] + 30.5[Si] - 34.4[Mn] - 23[Ni]により計算される温度であり、[(元素名)]

10

20

30

40

50

は各元素の含有量（質量%）を意味する。

【0015】

また、軸部成形、頭部成形、ねじ切り成形を組み合わせて鋼線からボルト成形することによってボルトを製造する方法であって、前記軸部成形では、上記記載の製造方法により得られたボルト用鋼線を、下記式(1)を満足する条件で縮径加工し、さらに前記頭部成形と前記ねじ切り成形を行ってボルト成形した後に、200～400のベーキング処理をすることを特徴とするボルトの製造方法も、本発明に含まれる。

$$5.4 \times (\text{A 値減面率}) + 3.15 \times (\text{B 値減面率}) + 652 \times \text{Ceq} = 880 \\ \dots (1)$$

上記式(1)中、

10

A 値減面率：前記冷間伸線加工時の総減面率

B 値減面率：前記縮径加工時の総減面率

$$\text{Ceq} = [\text{C}] + [\text{Si}] / 7 + [\text{Mn}] / 5 + [\text{Cu}] / 7 + [\text{Cr}] / 9 + [\text{Ni}] / 20 \quad (\text{但し、} [\text{元素名}] \text{は各元素の含有量（質量%）})$$

【0016】

上記したボルトの製造方法によって得られるボルトは、引張強度が1200 MPa以上、0.2%耐力が1080 MPa以上、及び耐力比が0.90以上であり、このようなボルトも本発明に包含される。

【発明の効果】

【0017】

20

本発明のボルト用鋼線は、各種成分組成が適切に制御されるとともに、ミクロ組織の種類、存在割合及び形態が適切に調整されているため、高強度と優れた冷間鍛造性を実現できると共に、本発明のボルト用鋼線を用いて得られるボルトは耐遅れ破壊性に優れている。また、本発明のボルト用鋼線を用いると共に、冷間伸線加工時の総減面率と縮径加工時の総減面率と Ceq (炭素当量) の関係を適切に調整した本発明のボルトの製造方法によれば、冷間鍛造性の向上、1200 MPa以上のボルト強度、耐遅れ破壊性の向上のいずれも実現可能である。

【発明を実施するための形態】

【0018】

30

従来の非調質ボルト用鋼線に関する技術は、上述した通り、冷間鍛造性と耐遅れ破壊性のいずれか一方を重視したものであり、特にボルトの引張強度で1200～1400 MPaを実現させた上で、両特性を同時に満足させる技術は未だ提案されていなかった。

【0019】

そこで、本発明者らが検討したところ、高強度、冷間鍛造性、耐遅れ破壊性のいずれの特性も向上させるためには、化学成分を適切に制御するとともに、特にボルト用鋼線の組織の種類と形態を適切に制御する、すなわち(1)ボルト用鋼線の組織をフェライトとパーライトの二相組織とし、パーライトの面積率を40%超、80%以下とし、(2)冷間伸線加工後のボルト用鋼線(ボルト加工前)において、パーライトラメラ間隔を250 nm以下とすることが重要であることが分かった。また、該ボルト用鋼線を用いてボルトを成形する際、(3)ボルト用鋼線の冷間伸線加工での総減面率と、ボルト軸部成形の縮径加工時の総減面率と、Ceq (炭素当量)との関係を適切に制御すれば、より一層強度を向上できることも明らかになった。

40

【0020】

以下では、まず本発明のボルト用鋼線の特徴(上記(1)、(2)及び化学組成)及びその製造方法を説明し、続いて本発明のボルトの製造方法(上記(3))について説明する。

【0021】

(1) ボルト用鋼線の組織について

本発明のボルト用鋼線は、実質的にフェライトとパーライトの二相組織(例えば、フェライトとパーライトの合計が98面積%以上であり、好ましくは99面積%以上)であり

50

、パーライトの面積率は40%超、80%以下である。このような組織とすれば、このボルト用鋼線を用いてボルトを成形する際の変形抵抗と、得られるボルトの強度とのバランスを良好にできる。フェライトは軟質相であり、変形抵抗の増加を抑制する観点から重要であり、一方、パーライトは、硬質であるセメンタイトがラメラ状に配置した組織であり、省合金でも強度を確保できる点で極めて重要である。組織中にマルテンサイトが存在すると、伸線加工時に断線が生じやすくなり、またベイナイトが存在すると加工硬化率が減少し、目標強度を達成することができない。そこで、マルテンサイトやベイナイトなどの、フェライト及びパーライト以外の組織は通常2面積%以下であり、好ましくは1面積%以下である。

【0022】

10

本発明におけるパーライトの割合に関し、パーライトの面積率が80面積%を超えると、冷間鍛造性の低下が大きくなり、成形可能なボルト形状が著しく制限されるとともに、大幅な金型寿命低下をもたらす。そこで、パーライト面積率の上限を80面積%以下とする。パーライト面積率の上限は好ましく70面積%以下であり、より好ましくは65面積%以下（特に60面積%以下）である。但し、パーライト面積率が小さすぎると、目標強度を確保するために必要な冷間加工率が増加することとなり、耐遅れ破壊性が低下する。そこでパーライト面積率は40面積%超とする。パーライト面積率の下限は、好ましくは42面積%以上であり、より好ましくは43面積%以上である。

【0023】

20

(2) パーライトラメラ間隔について

本発明のボルト用鋼線は、冷間伸線後のパーライトラメラ間隔が250nm以下である。このようにすることによって、伸線加工時にパーライトのラメラ間に存在するフェライト部に導入される歪み量を増加させることができる。その結果、フェライト相に比べて変形しにくいパーライト相においても、圧縮歪みを附加した際の降伏応力の低下（バウシング効果）を最大限に活用でき、ボルト頭部成形時の加工荷重の低減が可能となる。加えて、ラメラ間隔を縮小すると、鋼中水素のトラップ力が増加するため、耐遅れ破壊性の向上にも有効である。パーライトラメラ間隔は、好ましくは240nm以下であり、より好ましくは235nm以下である。パーライトラメラ間隔の下限は特に制限されないが、通常100nm程度である。パーライトラメラ間隔の調整について、詳細は後述するが、熱間圧延による連続冷却では、パーライトラメラ間隔を緻密化することは困難であるため、本発明では、鉛浴、塩浴または流動層等を活用した恒温変態処理を用いる点に特徴を有している。

30

【0024】

本発明のボルト用鋼線は、上記した組織の種類と形態を制御することに加えて、化学組成を適切に調整することも重要である。以下に、本発明のボルト用鋼線の化学組成について述べる。

【0025】

C : 0.30 ~ 0.50%未満

Cは、所望の強度を得るために必須元素である。そこで、C量を0.30%以上と定めた。C量は好ましくは0.32%以上であり、より好ましくは0.35%以上である。一方、C量が過剰になると変形抵抗の増加と韌延性の低下が生じ、ボルト加工時の割れ発生率の増加や金型寿命の低下を招く。そこでC量を0.50%未満と定めた。C量は好ましくは0.48%以下であり、より好ましくは0.43%以下である。

40

【0026】

Si : 0.1%以下（0%を含まない）

Siは、溶製時の脱酸材として作用するとともに、マトリクスを強化する固溶元素として必要な元素である。このような作用を有效地に発揮させるためには、Si量は0.02%以上が好ましく、より好ましくは0.03%以上である。一方、Si量が過剰になると変形抵抗が上昇し、冷間鍛造性が低下する原因となる。従って、Si量を0.1%以下と定めた。Si量は、好ましくは0.09%以下であり、より好ましくは0.08%以下であ

50

る。

【0027】

Mn : 1.0 ~ 2.0 %

Mnは、溶鋼中の脱酸、脱硫元素として有効であり、また鋼材の熱間加工時の延性低下を抑制する効果も有する。更にフェライト中に固溶して強度増加をもたらす元素である。そこでMn量を1.0%以上と定めた。Mn量は好ましくは1.20%以上であり、より好ましくは1.30%以上である。一方、Mn量が過剰になると、中心偏析が増加し、伸線加工時の断線や耐遅れ破壊性の低下をもたらす。そこで、Mn量を2.0%以下と定めた。Mn量は好ましくは1.80%以下であり、より好ましくは1.60%以下（特に1.50%以下）である。

10

【0028】

P : 0.025%以下（0%を含まない）

Pは、不純物として存在する元素であり、フェライト粒界に偏析し、変形能を低下させる。またフェライトを固溶強化するため、変形抵抗を増加させる元素でもある。粒界強度の低下により、耐遅れ破壊性も低下するため極力低減することが好ましく、P量は0.025%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量は少なければ少ない程好ましいが、極端に低減することは、鋼材製造コストの大幅な増加を招き、通常0.002%程度含まれる。

20

【0029】

S : 0.025%以下（0%を含まない）

Sは、Pと同様に不純物として存在する元素である。Mnと結合して、少量のMnSとして存在する場合は大きな影響はないが、Feと結合してFeSとして粒界に析出すると、変形能の大幅な低下をもたらす。Pと同様に極力低減することが好ましく、S量は0.025%以下とする。S量は好ましくは0.015%以下であり、より好ましくは0.010%以下である。S量は少なければ少ない程好ましいが、極端に低減することは鋼材製造コストの大幅な増加を招き、通常0.002%程度含まれる。

【0030】

Cr : 0.05 ~ 1.0 %

Crは、パーライト相のラメラ間隔を緻密化させ、且つ固溶強化によって強度を向上する作用を有する元素である。また、耐食性を向上させ、耐遅れ破壊性の改善にも有効である。このような効果を有効に発揮させるため、Cr量を0.05%以上と定めた。Cr量は、好ましくは0.10%以上であり、より好ましくは0.12%以上である。一方、Cr量が過剰になると、粗大な炭化物の生成を招き、冷間鍛造性と耐食性を低下させる。そこでCr量は1.0%以下と定めた。Cr量は好ましくは0.7%以下であり、より好ましくは0.5%以下である。

30

【0031】

Al : 0.01 ~ 0.1 %

Alは、脱酸元素として有用であると共に、鋼中に存在する固溶NをAlNとして固定するため、変形抵抗の低減と変形能の向上に有用である。そこでAl量を0.01%以上と定めた。Al量は好ましくは0.015%以上であり、より好ましくは0.020%以上である。一方、Al量が過剰になると固溶Alの増加によってフェライト相が硬化し、ボルト成型時の金型寿命が低下するとともに、Al₂O₃などの非金属介在物が増加し、変形能が低下するため、Al量は0.1%以下とする。Al量は好ましくは0.080%以下であり、より好ましくは0.070%以下である。

40

【0032】

N : 0.01%以下（0%を含まない）

Nは、鋼中に固溶Nとして存在すると、動的歪み時効による変形抵抗の増加や変形能の低減を招く。そこでN量は0.01%以下とする。N量は好ましくは0.0070%以下であり、より好ましくは0.0050%以下である。N量は、少なければ少ない程好ましいが、極端な低減は鋼材製造コストの大幅な増加をもたらし、通常0.001%程度含ま

50

れる。

【0033】

B : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 0 5 %

B は、A 1 と同様、鋼中の固溶N と結合して BN を形成し、動的歪み時効を低減することで、冷間鍛造性を向上できる元素である。また後述する製造方法において、Ac₃点以上に加熱した後の冷却過程で、炭化物 (Fe₂₃(C, B)₆) が結晶粒界に析出することにより、P の粒界濃化に起因する粒界強度低下を軽減でき、耐遅れ破壊性の向上に有用である。そこでB量を0 . 0 0 0 5 %以上と定めた。B量は好ましくは0 . 0 0 1 0 %以上であり、より好ましくは0 . 0 0 1 5 %以上である。但し、Bの窒化物や炭化物は、粗大結晶粒生成の抑制や鋼中水素のトラップサイトとしての効果は小さい。そこで、本発明では鋼中水素のトラップサイトを形成し得る元素（後述するTi、Nb、Vの少なくとも1種）との複合添加を必須とする。またBを過剰添加した場合は、結晶粒界にFe₂Bが偏析し、粒界強度が低下して熱間延性と耐遅れ破壊性の低下を招くため、B量は0 . 0 0 5 %以下とする。B量は好ましくは0 . 0 0 4 0 %以下であり、より好ましくは0 . 0 0 3 5 %以下である。10

【0034】

Ti : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 0 7 %, V : 0 . 0 5 ~ 0 . 4 %, およびNb : 0 . 0 5 ~ 0 . 1 %よりなる群から選択される少なくとも1種

Ti、Nb、Vは、いずれも鋼中の固溶Nや固溶Cと化合物を形成し、固溶Nや固溶Cによる動的歪み時効を低減することで、冷間鍛造性を向上できる元素である。また、これらの炭化物および炭窒化物は、粗大結晶粒の生成を抑制し韌性向上に寄与すると共に、鋼中水素のトラップサイトとしても作用するため、耐遅れ破壊性の改善に対しても有効である。そこで、Ti量は0 . 0 0 5 %以上、V量は0 . 0 5 %以上、Nb量は0 . 0 5 %以上と定めた。Ti量は0 . 0 1 0 %以上が好ましく、より好ましくは0 . 0 2 0 %以上である。V量は好ましくは0 . 0 6 %以上であり、より好ましくは0 . 0 7 %以上である。但し、炭窒化物が粗大になりすぎると、水素トラップサイトとしての能力が低下するとともに、ボルトの冷間鍛造時に応力集中箇所となり、割れ発生を助長する。粗大な炭化物及び炭窒化物の生成を制御するため、本発明では、固溶Nや固溶Cと化合物を形成するBとの複合添加を必須とする。またこれら元素の含有量が過剰になると、前記した通り耐遅れ破壊性と冷間鍛造性が低下するため、Ti量は0 . 0 7 %以下、V量は0 . 4 %以下、Nb量は0 . 1 %以下と定めた。Ti量は好ましくは0 . 0 7 0 %以下であり、より好ましくは0 . 0 6 5 %以下である。V量は好ましくは0 . 3 0 %以下であり、より好ましくは0 . 2 5 %以下である。Nb量は好ましくは0 . 0 8 %以下であり、より好ましくは0 . 0 7 %以下である。20

【0035】

本発明のボルト用鋼線の基本成分は上記の通りであり、残部は実質的に鉄である。但し、原料、資材、製造設備等の状況によって持ち込まれる不可避不純物が鋼中に含まれることは当然に許容される。さらに本発明に係るボルト用鋼線は、必要に応じてCuおよび/またはNiを含有していても良い。30

【0036】

Cu : 0 . 2 0 %以下(0 %を含まない)および/またはNi : 0 . 2 0 %以下(0 %を含まない)

Cuは、耐食性を向上させ、遅れ破壊に悪影響を及ぼす鋼中への水素浸入を抑制する効果がある元素である。耐遅れ破壊性向上の観点からは增量添加が望ましい。このような効果を有效地に發揮するため、Cu量は0 . 0 3 %以上とすることが好ましく、より好ましくは0 . 0 4 %以上である。一方、Cuを過剰に添加すると冷間鍛造性の低下、特に割れ発生限界圧縮率の低下を招くことから、Cu量は0 . 2 0 %以下が好ましい。Cu量は好ましくは0 . 1 8 %以下であり、より好ましくは0 . 1 5 %以下である。

Niは、Cuと同様に、耐食性の改善効果を有する元素である。またCu增量時に生じる熱間延性の低下を補う効果を有することから、Cu量と等しい量を添加することが推奨40

される。Ni量は0.03%以上とすることが好ましく、より好ましくは0.04%以上である。但し、Cuと同様に、過剰添加すると冷間鍛造性の低下を招くことから、Ni量は0.20%以下が好ましい。Ni量は好ましくは0.18%以下であり、より好ましくは0.15%以下である。

なお、本発明において、Cu及びNiは、いずれも0.02%程度までの量は不可避的に含まれる。

【0037】

上記した本発明のボルト用鋼線を製造するためには、通常の方法に従って鋼を溶製、熱間圧延した後、得られた圧延材を A_{C_3} 点～1100に加熱し、450～600で恒温変態させて冷却し、その後、総減面率50～80%の冷間伸線加工することが重要である。前記加熱で圧延材の組織をキャンセルでき、前記恒温変態でラメラ間隔の細かいフェライト及びパーライトの二相組織にでき、さらに前記冷間伸線でラメラ間隔を更に縮小するとともに、ラメラ間のフェライト相に引張歪みを付与できる。以下に詳しく説明する。

【0038】

A_{C_3} 点～1100での加熱について

圧延材を A_{C_3} 点以上に加熱して組織をオーステナイト化することによって、強度のばらつきを有する圧延材の組織をキャンセルすることができる。一方、加熱温度が高すぎると、結晶粒が粗大化し、恒温変態後の組織も大きくなる傾向があるため、加熱温度の上限は1100以下とする。加熱温度の下限は、好ましくは A_{C_3} 点 + 50 以上であり、より好ましくは A_{C_3} 点 + 100 以上である。また、加熱温度の上限は、好ましくは 1050 以下であり、より好ましくは 1000 以下である。前記温度範囲での加熱時間は通常、3～10分程度である。

【0039】

なお、前記 A_{C_3} 点は、 $A_{C_3}() = 908 - 224[C] + 4385[P] + 30.5[S_i] - 34.4[Mn] - 23[Ni]$ （出典：大久保重雄、「P.P.熱処理」、p1、オーム社、(1964)）により計算できる。

【0040】

450～600で恒温変態について

前記した A_{C_3} 点～1100での加熱に続いて、450～600で保持することにより、連続冷却である熱間圧延に比べてラメラ間隔が小さいフェライト及びパーライト組織が実現できる。またこの温度で恒温変態させることによって、パーライトの面積率を40%超、80%以下にできる。一方、恒温変態温度が450未満であると、ベイナイトやマルテンサイトが生成し、冷間鍛造性の低下を招く。一方、恒温変態温度が600を超えるとパーライト相のラメラ間隔が大きくなり、強度低下や、水素トラップ能力の低下をもたらす。恒温変態温度の下限は、好ましくは480以上であり、より好ましくは500以上である。また、恒温変態温度の上限は、好ましくは580以下であり、より好ましくは560以下である。恒温変態時間は、[恒温変態時間(秒)] / [圧延材の直径D(mm)] の値が8～11程度となるようにすれば良い。

恒温変態は、例えば前記加熱後の圧延材を鉛浴、塩浴または流動層等に浸漬することによって行えばよく、この場合、前記加熱温度から、恒温変態温度までの冷却速度は、通常45～450 /秒程度である。また、恒温変態後は、0.4～4.0 /秒程度の冷却速度で、300～420程度まで冷却すれば良い。

【0041】

総減面率50～80%の冷間伸線加工について

前記した恒温変態後、総減面率50～80%で冷間伸線加工を行うことによって、加工硬化によって強度が確保（伸線加工後の鋼線の引張強さで、例えば1000MPa以上、好ましくは1050MPa以上、より好ましくは1100MPa以上）できるとともに、前記恒温変態で生成したパーライトのラメラ間隔をさらに縮小でき、具体的には250nm以下にできる。また、ラメラ間のフェライト相に引張歪みを付与することができ、バウシンガー効果を最大限に発揮でき、圧縮加工時の変形抵抗（ボルト頭部成形時の加工荷重

10

20

30

40

50

) 低減が可能となる。前記総減面率が 80 %を超えると、ボルトの首下硬さが上昇し、耐遅れ破壊性が低下し、また伸線加工に伴い鋼線表面に生成させた潤滑皮膜層が減少し、冷間鍛造性が低下する。前記総減面率を 80 %以下とすることで、鋼線の引張強さは通常 1300 MPa 以下となる。一方、50 %未満であると引張強度が確保できない。前記総減面率の下限は、好ましくは 53 %以上であり、より好ましくは 55 %以上である。また、前記総減面率の上限は好ましくは 75 %以下であり、より好ましくは 70 %以下である。

【0042】

本発明のボルト用鋼線の直径は、例えば 8 ~ 12 mm 程度である。

【0043】

本発明のボルトの製造方法では、上記のようにして得られたボルト用鋼線を、上記(3)で示した通り、ボルト用鋼線の冷間伸線加工での総減面率と、ボルト軸部を成形するための縮径加工時の総減面率と、Ceq (炭素当量)との関係を適切に制御する点に特徴を有している。

【0044】

(3) 冷間伸線加工の総減面率及び縮径加工の総減面率と Ceq との関係について

本発明のボルト用鋼線は、引張強度に優れており、この効果を最大限に発揮して、ボルト強度を更に高めるためには、ボルト用鋼線製造時の冷間伸線加工の総減面率(以下、A 値減面率)と、ボルト軸部成形時の縮径加工の総減面率(以下、B 値減面率)と、Ceq (炭素当量)との関係を適切に調整することが重要である。本発明のボルト用鋼線は、冷間伸線加工での加工硬化によって強度を向上できるが、冷間伸線加工で強度が向上しすぎると、ボルト製造時のボルト首下硬さが上昇し、遅れ破壊感受性が増加するため、冷間伸線加工の総減面率の上限は 80 %以下としている。また、縮径加工において、低減面率では加工硬化しない場合があり、むしろ強度が低下する場合もある。したがって、本発明のボルトの製造方法では、ボルト用鋼線の強度と、ボルト軸部の縮径加工による強度上昇と、強度と相関関係の高い Ceq (炭素当量) 量との 3 つを適切に制御することによって、1200 MPa 以上(好ましくは 1300 MPa 以上) のボルト強度を達成しつつ、ボルト首下部の硬さ上昇を抑制し、耐遅れ破壊性の低下を抑制できる。

【0045】

伸線加工と縮径加工では、加工様式や加工速度が異なるため、同一減面率でもボルト強度に与える影響の度合いは異なる。そこで、伸線加工の総減面率及び縮径加工の総減面率、さらには炭素当量が、それぞれボルト強度に与える影響の度合いを加味して、A 値減面率、B 値減面率、Ceq (炭素当量) は、具体的には下記式(1)を満たすように調整する。

$$5.4 \times (\text{A 値減面率}) + 3.15 \times (\text{B 値減面率}) + 652 \times \text{Ceq} = 880 \\ \dots (1)$$

【0046】

上記式(1)において、A 値減面率及び B 値減面率の係数はそれぞれ以下のようにして求めた。

A 値減面率の係数

後述する実施例における化学組成の鋼を用い、伸線加工時の総減面率(A 値減面率)を 10 %以上の範囲で種々に変化させて、鋼線を製造した。得られた鋼線の強度を測定し、A 値減面率を 10 %にした場合の鋼線強度と各減面率での鋼線強度の差(TS)を求めた。前記減面率と TS との関係を線形近似したところ、5.4 という係数を得た。

B 値減面率の係数

後述する実施例における化学組成の鋼を用い、一定の冷間伸加工率で鋼線を得た後、減面率(B 値減面率)を約 15 %以上の範囲で種々に変化させて、縮径加工を行った。縮径加工前に対する縮径加工後の強度の増加分を求め、B 値減面率と強度増加量との関係を線形近似したところ、3.15 という係数を得た。

Ceq の係数

下記の Ceq は、機械構造用炭素鋼で用いられる代表的な Ceq である。後述する実施

10

20

30

40

50

例に記載の恒温変態後の引張強さと良好な相関関係を有していることから、各元素に対する係数を以下のようにした。

$$C_{eq} = [C] + [Si]/7 + [Mn]/5 + [Cu]/7 + [Cr]/9 + [Ni]/20 \quad (\text{但し、} [(\text{元素名})] \text{は各元素の含有量(質量\%)})$$

式(1)の上限は特に限定されないが、通常1020以下程度である。また、B値減面率、Ceqも式(1)を満たす限り特に限定されないが、通常、B値減面率が35~50程度であり、Ceqが0.6~0.8程度である。

【0047】

上記式(1)の関係を満たすように縮径加工した後は、常法に従ってボルト頭部を圧造成形し、その後、冷間転造工程でねじ切り加工をしてボルト成形すればよい。なお、本発明における冷間鍛造性は、後記する実施例でも説明する通り、ボルト頭部の圧造成形における金型寿命によって評価している。10

【0048】

また、本発明では、軸部成形、頭部成形、ねじ切り成形を行ってボルト成形した後に、200~400のベーキング処理をすることが重要である。該温度範囲でのベーキング処理によって、残存固溶元素による時効硬化と、微細炭化物の析出によって、耐力を向上できる。これにより、JIS 12.9級のボルト強度(引張強度1200 MPa以上、耐力：1080 MPa以上、耐力比：0.9以上)を満足できる。ベーキング処理温度が400を超えると、冷間加工により導入された歪みが開放されるため、強度低下が生じ、目標強度を達成できない。ベーキング処理温度は好ましくは250以上、350以下である。20

【0049】

本発明の製造方法によって得られるボルトは、引張強度が1200 MPa以上、0.2%耐力が1080 MPa以上、及び耐力比が0.90以上であり、このようなボルトも本発明に含まれる。引張強度は1300 MPa以上が好ましく、0.2%耐力は1150 MPa以上が好ましく、また耐力比は0.92以上が好ましい。前記引張強度、0.2%耐力、耐力比の上限は特に限定されないが、例えば引張強度は1400 MPa以下、0.2%耐力は1300 MPa以下、耐力比は0.95以下である。

【0050】

本発明によれば、1200 MPa以上の高強度を有しながら、冷間鍛造性と耐遅れ破壊性を両立したボルトが実現できた。従って、締結部品の小型・軽量化が大幅に可能となり、自動車のエンジン部品をはじめ、各部品の軽量化を通して、燃費軽減とCO₂削除に大きく寄与することができる。30

【実施例】

【0051】

以下、実施例を挙げて本発明をより具体的に説明する。本発明は以下の実施例によって制限を受けるものではなく、前記、後記の趣旨に適合し得る範囲で適当に変更を加えて実施することも勿論可能であり、それらはいずれも本発明の技術的範囲に包含される。

【0052】

表1、2に示す化学組成の鋼を、通常の方法に従って溶製し、熱間圧延を行って表3、4に示す圧延径(15.5~28.0 mm)の圧延材を得た。その後、該圧延材を連続炉に通線し、表3、4に示す条件で加熱してオーステナイト化した後(加熱時間は、約7分)、鉛浴中に浸漬して恒温変態処理を行った。恒温変態の処理時間は[浸漬時間t(秒)]/[圧延材の直径D(mm)] = 8~11となるように調整した。40

【0053】

恒温変態後、0.6~2.0/秒の冷却速度で370~420まで冷却し、続いて砂槽を通過させることで当該圧延材の表層に付着した溶融鉛を除去した。その後、空冷及び温水(約80)での冷却によって除熱し、コイル状に巻き取った。次いで、当該圧延材を酸洗して、表層部に生成した酸化スケール層を除去し、且つりん酸亜鉛皮膜処理を行ったものについて、表3、4に示した総減面率(A値減面率)で伸線加工を行い、伸線径50

10.0~14.1 mmの鋼線を作製した。

【0054】

該鋼線を用いて、パーツフォーマーを用い、冷間鍛造でM10ボルトを作製した。なお、M10ボルトの製造工程は、前方押し出しによる軸絞り工程と、ボルト頭部の圧造成形工程を有しているが、冷間鍛造性評価は、圧造荷重の最も高いボルト成形工程（第3パンチ）の金型寿命により評価した。ボルト頭部成形後、冷間転造工程でねじ加工を施した後、表3、4に示す条件でベーキング処理を行った。

【0055】

上記で得られた鋼線について、以下の方法で組織の評価を行うとともに、JIS Z 2241に基づいて引張強度を測定した。引張強度は、5本の試験片について測定し、その平均値を各鋼線の引張強度とした。

【0056】

(a) 組織の同定

鋼線の横断面（鋼線の圧延方向に垂直な断面）が観察できるように樹脂に埋め込んで表面研磨し、ナイタールエッティングして組織を現出させ、光学顕微鏡（倍率400倍）で観察される濃淡差で各部位における組織を同定した。白く濃淡のない領域がフェライト相、濃淡のある部分が分散している黒色領域がパーライト相、白色部分が針状に混在している領域がベイナイト相と判断した。ベイナイト相と判断した箇所は、別途、走査型電子顕微鏡（SEM）で2000倍および8000倍の組織写真を撮影し、誤判定がないか再確認した。

20

【0057】

(b) パーライト分率の測定

鋼線の横断面におけるD/4部及びD/8部（Dは鋼線の直径）について、それぞれ任意の4箇所を選び、光学顕微鏡の倍率400倍で観察し（観察視野は $225\mu m \times 175\mu m$ ）、合計8枚の組織写真を撮影した。各組織写真を画像処理ソフトで白色部と黒色部に2値化し、パーライト相に対応する黒色部の割合からパーライト分率を算出し、8枚の写真の平均値を各試料のパーライト分率とした。

【0058】

(c) パーライトラメラ間隔の測定

走査型電子顕微鏡（SEM）によって、鋼線の横断面におけるD/4部（Dは鋼線の直径）を8000倍で観察し（観察視野は $8.75\mu m \times 11.25\mu m$ ）、パーライト粒における一定長さ内に存在するラメラの本数を測定してラメラ間隔を求めた。この測定は1視野につき2箇所ずつで、3視野について行った。合計6箇所におけるラメラ間隔を、小さい値から並べた累積度数（横軸）とラメラ間隔（縦軸）との関係を整理したグラフを線形近似して切片（最小のラメラ間隔）を求め、（切片の値）×1.65を平均ラメラ間隔とした。

30

【0059】

また、冷間鍛造性は、上記した圧造荷重の最も高いボルト成形工程（第3パンチ）の金型寿命及び圧造時の割れによって評価した。圧造時の割れは、成型後のボルトを10~20個に1個程度の頻度で抜き取って判定した。また同時に、ボルトの頭部に転写される金型破損に伴う疵を調査することで、各供試材における金型寿命を求めた。

40

【0060】

さらに、上記で得られたボルトについては機械的特性（ボルトの引張強度、耐力、及び耐力比）の測定（JIS Z 2241）と、耐遅れ破壊性試験を行った。耐遅れ破壊性試験は、ボルトを15%HClに30分間浸漬した後、水洗および乾燥し、ループ型ひずみ遅れ破壊試験機を用いて、大気中で応力（引張強さの90%）付加し、100時間後の破断の有無で評価した。ボルトの引張強度及び耐力は、5本の試験片についてそれぞれ測定し、その平均値を各ボルトの引張強度及び耐力とした。

【0061】

これらの結果を、表3、4に示す。

50

【0062】

【表1】

No.	化学組成(質量%) ※残部は鉄及び不可避不純物										Ceq				
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Al	N	B	Ti	V	Nb	
D-1	0.32	0.06	1.43	0.008	0.007	0.01	0.02	0.14	0.034	0.0036	0.0022	0.034	-	-	0.63
D-2	0.46	0.05	1.45	0.006	0.008	0.01	0.01	0.12	0.033	0.0032	0.0020	0.032	-	-	0.77
D-3	0.35	0.07	1.42	0.007	0.007	0.02	0.02	0.14	0.042	0.0035	0.0021	0.038	-	-	0.66
D-4	0.36	0.04	1.60	0.007	0.007	0.02	0.02	0.14	0.041	0.0036	0.0017	0.035	-	-	0.71
D-5	0.35	0.05	1.45	0.007	0.007	0.01	0.01	0.70	0.037	0.0036	0.0019	0.035	-	-	0.73
D-6	0.34	0.06	1.43	0.006	0.007	0.02	0.02	0.12	0.040	0.0036	0.0021	0.056	-	-	0.65
D-7	0.34	0.03	1.34	0.002	0.005	0.08	0.09	0.16	0.037	0.0035	0.0019	0.040	-	-	0.65
D-8	0.36	0.05	1.41	0.008	0.007	0.01	0.01	0.14	0.043	0.0035	0.0016	-	0.07	-	0.67
D-9	0.36	0.06	1.44	0.007	0.006	0.01	0.01	0.13	0.040	0.0036	0.0018	-	0.20	-	0.67
D-10	0.35	0.05	1.46	0.007	0.006	0.01	0.01	0.14	0.038	0.0034	0.0019	-	-	0.05	0.67

【0063】

【表2】

鋼No.	化学組成(質量%) 残部は鉄及び不可避不純物										Ceq	
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Al	N		
C-1	0.25	0.05	1.41	0.007	0.007	0.01	0.01	0.16	0.035	0.0034	0.0018	0.035
C-2	0.33	0.04	1.40	0.007	0.007	0.01	0.01	0.15	0.040	0.0033	0.0019	-
C-3	0.85	0.24	0.75	0.007	0.007	0.01	0.01	0.12	0.038	0.0034	0.0019	0.032
C-4	0.57	0.04	1.34	0.007	0.007	0.01	0.01	0.12	0.038	0.0034	0.0019	0.031
C-5	0.34	0.29	1.43	0.007	0.007	0.02	0.02	0.14	0.044	0.0036	0.0020	0.035
C-6	0.34	0.04	0.70	0.006	0.008	0.01	0.01	0.13	0.036	0.0033	0.0018	0.033
C-7	0.35	0.03	2.20	0.007	0.006	0.02	0.02	0.12	0.038	0.0034	0.0018	0.035
C-8	0.34	0.03	1.33	0.004	0.005	0.24	0.22	0.15	0.035	0.0035	0.0021	0.039
C-9	0.34	0.04	1.43	0.008	0.006	0.01	0.01	0.02	0.038	0.0037	0.0018	0.038
C-10	0.35	0.05	1.41	0.007	0.007	0.01	0.01	1.50	0.038	0.0036	0.0021	0.039
C-11	0.33	0.04	1.32	0.008	0.007	0.01	0.01	0.11	0.034	0.0057	-	0.036
C-12	0.35	0.04	1.43	0.006	0.008	0.01	0.01	0.12	0.037	0.0032	0.0072	0.033
C-13	0.36	0.04	1.45	0.007	0.008	0.01	0.01	0.12	0.042	0.0033	0.0024	0.150
C-14	0.34	0.04	1.42	0.007	0.008	0.01	0.01	0.13	0.044	0.0034	0.0017	-
C-15	0.35	0.04	1.45	0.008	0.007	0.01	0.01	0.14	0.038	0.0034	0.0022	-
C-16	0.36	0.05	1.43	0.007	0.007	0.01	0.01	0.14	0.002	0.0049	0.0022	0.037
C-17	0.35	0.06	1.44	0.006	0.007	0.01	0.01	0.13	0.180	0.0034	0.0019	0.034
C-18	0.35	0.06	1.42	0.006	0.007	0.01	0.01	0.13	0.034	0.0150	0.0021	0.033

[0 0 6 4]

【表3】

実験 No.	供試材 径 (mm)	加熱 温度 (°C)	恒温保持 温度 (°C)	恒温保持後 引張強さ (MPa)	引張 強さ (MPa)	伸線径 (mm)	引張 強さ (%)	ミクロ 組織	ラグ 間隔 (nm)	ボルト 軸径 (mm)	B値 減面率 (%)	金型 寿命 (回)	鍛造 時 の 割れ	ベーリング 条件	ボルト特性		備考				
															引張 強さ (MPa)	耐力 (MPa)					
1	20.0	970	540	715	12.10	63.4	1032	フジライト +ハーライト	238	42.0	9.15	42.8	97.900	無し	890	250°C ×2hr	1218	1150	0.94	O	
2	D-1	20.0	970	540	715	14.10	50.3	1015	フジライト +ハーライト	245	42.5	9.15	57.9	86.700	無し	865	250°C ×2hr	1184	1065	0.90	-
3	17.0	970	540	715	10.00	65.4	1084	フジライト +ハーライト	228	41.5	9.15	16.3	103.500	無し	815	250°C ×2hr	1145	1015	0.89	-	
4	20.0	970	540	825	12.10	63.4	1200	フジライト +ハーライト	214	73.6	9.15	42.8	90.500	無し	981	250°C ×2hr	1320	1217	0.92	O	
5	22.0	970	540	823	12.10	69.8	1235	フジライト +ハーライト	184	76.2	9.15	42.8	89.600	無し	1015	250°C ×2hr	1354	1240	0.92	O	
6	D-2	15.5	970	540	830	12.10	39.1	1050	フジライト +ハーライト	272	72.2	9.15	42.8	97.500	無し	849	250°C ×2hr	1189	1034	0.87	-
7	20.0	970	650	827	12.10	63.4	1165	フジライト +ハーライト	278	73.7	9.15	42.8	88.000	無し	981	250°C ×2hr	1254	1110	0.89	(O)	
8	20.0	970	420	850	12.10	63.4	1116	ヘナイト 生鐵	-	-	9.15	42.8	92.000	無し	981	250°C ×2hr	1240	1085	0.88	-	
9	20.0	970	540	745	12.10	63.4	1120	フジライト +ハーライト	238	47.1	9.15	42.8	89.900	無し	910	250°C ×2hr	1250	1175	0.94	O	
10	20.0	970	540	745	12.10	63.4	1120	フジライト +ハーライト	238	47.1	9.15	42.8	89.900	無し	910	-	1215	1060	0.87	-	
11	D-3	20.0	970	540	745	12.10	63.4	1120	フジライト +ハーライト	238	47.1	9.15	42.8	89.900	無し	910	250°C ×2hr	1225	1135	0.93	O
12	20.0	970	540	745	12.10	63.4	1120	フジライト +ハーライト	238	47.1	9.15	42.8	89.900	無し	910	450°C ×2hr	1103	975	0.88	-	
13	20.0	1250	540	704	12.10	63.4	1080	フジライト +ハーライト	268	49.3	9.15	42.8	94.500	無し	910	250°C ×2hr	1185	1073	0.91	-	
14	D-4	20.0	970	540	782	12.10	63.4	1143	フジライト +ハーライト	242	44.1	9.15	42.8	85.700	無し	937	250°C ×2hr	1278	1180	0.92	O
15	D-5	20.0	970	540	835	12.10	63.4	1205	フジライト +ハーライト	241	42.0	9.15	42.8	87.600	無し	951	250°C ×2hr	1318	1206	0.92	O
16	D-6	20.0	970	540	739	12.10	63.4	1108	フジライト +ハーライト	236	41.9	9.15	42.8	89.400	無し	902	250°C ×2hr	1262	1162	0.92	O
17	D-7	20.0	970	540	760	12.10	63.4	1112	フジライト +ハーライト	245	42.4	9.15	42.8	86.500	無し	898	250°C ×2hr	1253	1136	0.91	O
18	D-8	20.0	970	540	755	12.10	63.4	1123	フジライト +ハーライト	232	44.8	9.15	42.8	89.300	無し	912	250°C ×2hr	1246	1130	0.91	O
19	D-9	20.0	970	540	753	12.10	63.4	1125	フジライト +ハーライト	231	43.6	9.15	42.8	89.100	無し	916	250°C ×2hr	1257	1154	0.92	O
20	D-10	20.0	970	540	758	12.10	63.4	1119	フジライト +ハーライト	228	43.1	9.15	42.8	89.700	無し	912	250°C ×2hr	1253	1146	0.91	O

【表4】

実験 No.	供試材 径 (mm)	恒温 温度 (°C)	恒温変態 引張強さ (MPa)	伸縮材の組織			接着加工		ボルト加工性		ボルト特性		備考									
				A値 減面 率 (%)	伸線径 (mm)	引張 強さ (MPa)	ミクロ 組織	ラーライト 面積率 (%)	ボルト 軸径 (mm)	B植 減面率 (%)	金型 寿命 (回)	繰り返 時割れ (1)式	引張 強さ (MPa)	耐力 (MPa)	耐力比							
21	C-1	20.0	970	540	673	12.10	63.4	1035	7.1ライト +ハ-24ト	266	32.8	9.15	42.8	105,900	無し	842	250°C ×2hr	1100	1005	0.91	-	ボルト強度 未達
22		28.0	970	540	670	12.10	81.3	1138	7.1ライト +ハ-24ト	268	32.8	9.15	42.8	88,700	有り	938	250°C ×2hr	1267	1187	0.94	-	ラジン部に割れ発生
23	C-2	20.0	970	540	705	12.10	41.4	1070	7.1ライト +ハ-24ト	278	38.0	9.15	42.8	86,500	無し	772	250°C ×2hr	1139	1040	0.91	-	ボルト強度 未達
24	C-3	20.0	970	540	1038	12.10	63.4	1407	7.1ライト +ハ-24ト	248	100.0	9.15	42.8	64,300	有り	1162	250°C ×2hr	1530	1380	0.90	-	ラジン部に 割れ発生
25	C-4	20.0	970	540	905	12.10	63.4	1272	7.1ライト +ハ-24ト	202	94.8	9.15	42.8	82,600	無し	1037	250°C ×2hr	1389	1265	0.91	(O)	金型寿命が低下
26	C-5	20.0	970	540	752	12.10	63.4	1117	7.1ライト +ハ-24ト	253	43.6	9.15	42.8	82,700	無し	925	250°C ×2hr	1258	1145	0.91	(O)	金型寿命が低下
27	C-6	20.0	970	540	642	12.10	63.4	1011	7.1ライト +ハ-24ト	278	46.4	9.15	42.8	111,800	無し	805	250°C ×2hr	1113	1025	0.92	-	ボルト強度 未達
28	C-7	20.0	970	540	844	12.10	63.4	1212	7.1ライト +ハ-24ト	175	42.3	9.15	42.8	82,500	無し	1006	250°C ×2hr	1351	1245	0.92	×	金型寿命が低下
29	C-8	20.0	970	540	775	12.10	63.4	1144	7.1ライト +ハ-24ト	233	48.1	9.15	42.8	93,000	有り	916	250°C ×2hr	1265	1154	0.91	-	ラジン部に 割れ発生
30	C-9	20.0	970	540	710	12.10	63.4	1075	7.1ライト +ハ-24ト	262	47.3	9.15	42.8	99,100	無し	892	250°C ×2hr	1190	1078	0.91	-	ボルト強度 未達
31	C-10	20.0	970	540	946	12.10	63.4	1322	7.1ライト +ハ-24ト	143	44.3	9.15	42.8	68,300	無し	1004	250°C ×2hr	1359	1240	0.91	×	金型寿命が低下
32	C-11	20.0	970	540	715	12.10	63.4	1075	7.1ライト +ハ-24ト	286	51.4	9.15	42.8	83,500	有り	877	250°C ×2hr	1239	1136	0.92	-	ラジン部に 割れ発生
33	C-12	20.0	970	540	744	12.10	63.4	1114	7.1ライト +ハ-24ト	238	46.4	9.15	42.8	92,300	有り	906	250°C ×2hr	1245	1138	0.91	-	ラジン部に 割れ発生
34	C-13	20.0	970	540	765	12.10	63.4	1125	7.1ライト +ハ-24ト	236	44.4	9.15	42.8	81,400	有り	915	250°C ×2hr	1254	1145	0.91	-	ラジン部に 割れ発生
35	C-14	20.0	970	540	740	12.10	63.4	1109	7.1ライト +ハ-24ト	232	47.6	9.15	42.8	83,300	有り	898	250°C ×2hr	1239	1124	0.91	-	ラジン部に 割れ発生
36	C-15	20.0	970	540	751	12.10	63.4	1116	7.1ライト +ハ-24ト	228	48.2	9.15	42.8	82,800	有り	910	250°C ×2hr	1251	1134	0.91	-	ラジン部に 割れ発生
37	C-16	20.0	970	540	755	12.10	63.4	1132	7.1ライト +ハ-24ト	231	52.7	9.15	42.8	78,900	有り	914	250°C ×2hr	1255	1141	0.91	-	ラジン部に 割れ発生
38	C-17	20.0	970	540	767	12.10	63.4	1135	7.1ライト +ハ-24ト	230	53.4	9.15	42.8	80,600	有り	909	250°C ×2hr	1270	1156	0.91	-	ラジン部に 割れ発生
39	C-18	20.0	970	540	765	12.10	63.4	1133	7.1ライト +ハ-24ト	232	51.3	9.15	42.8	81,000	有り	907	250°C ×2hr	1248	1165	0.95	-	ラジン部に 割れ発生

【0066】

実験No. 1、4、5、9、11、14～20は、鋼の化学成分が本発明の要件を満足し、かつボルト用鋼線及びボルトの製造方法が本発明の要件を満たす例であり、ボルト製造時の冷間鍛造性に優れ、かつ、一般的に水素脆化が顕著になると言われている1100 MPaを超える引張強度を有しているながら、耐遅れ破壊性に優れている。さらに、本発明のボルトは、高強度ボルトとして十分な機械的特性、すなわち引張強度が1200 MPa以上、0.2%耐力が1080 MPa以上、及び耐力比(0.2%耐力/引張強度)が0.90以上の要件を満足する結果となった。この機械的特性は、特にJIS B 1051で最高強度として分類される12.9級の強度区分を満足している。

【0067】

一方、実験No. 2、3、6～8、10、12、13は、鋼の化学成分は本発明の要件を満足するものの、ボルト用鋼線またはボルトの製造方法のいずれかの要件が、本発明の要件を満たしていなかった例である。10

【0068】

実験No. 2、3は、ボルトの製造方法において、式(1)の関係が満たされていなかったため、得られたボルトの強度が低かった。

【0069】

実験No. 6は、伸線加工時の総減面率(A値減面率)が小さく、且つボルトの製造方法において式(1)の関係が満たされていなかったため、ボルト強度が低くなかった。

【0070】

実験No. 7は、恒温変態処理温度が高かったために、パーライトラメラ間隔が大きくなり、ボルトの耐力比が低下する結果となった。なお、耐力比が低いため、遅れ破壊試験中に塑性変形が進行し、実質的な負荷応力が他の供試材に比べて低下したため、遅れ破壊特性は良好であった。20

【0071】

実験No. 8は、恒温変態処理温度が低かったために、ベイナイトが生成し、ボルトの耐力比が小さくなかった。

【0072】

実験No. 10は、ボルト成形後のベーキング処理を行わなかったため、耐力及び耐力比が小さくなかった。実験No. 12は、ボルト成形後のベーキング処理温度が高かったため強度が低下した。30

【0073】

実験No. 13は、熱間圧延後の加熱温度が高く、パーライトラメラ間隔が大きくなり、ボルト強度が低下した。

【0074】

実験No. 21～39は、鋼の化学成分が本発明の要件を満たしていなかった例である。

【0075】

実験No. 21、22はC量が少なかった例であり、No. 21はボルト強度が低下し、No. 22は伸線加工時の総減面率(A値減面率)が80%を超えたため、冷間鍛造性が低下した。40

【0076】

実験No. 23は、Ti、Nb及びVのいずれも添加しておらず、また式(1)を満たさなかったため、ボルト強度が低下した。

【0077】

実験No. 24は、C量およびSi量が多く、Mn量が少なかったため、パーライト単相となって、冷間鍛造性が低下した。実験No. 25は、C量が多かったため、パーライト分率が多くなり、冷間鍛造性が低下した。

【0078】

実験No. 26は、Si量が多く、パーライトラメラ間隔が大きくなり、冷間鍛造性が低下した。50

【0079】

実験No.27は、Mn量が少なかったため、ボルト用鋼線のパーライトラメラ間隔が大きくなり、またボルト製造時の式(1)の関係が満たされず、ボルト強度が低下した例である。実験No.28は、Mn量が多く、冷間鍛造性が低下した。

【0080】

実験No.29は、Cu量およびNi量が多く、冷間鍛造性が低下した。

【0081】

実験No.30は、Cr量が少なく、ボルト用鋼線のパーライトラメラ間隔が大きくなつたため、ボルト強度が低下した。実験No.31は、Cr量が多く、冷間鍛造性が低下した。

10

【0082】

実験No.32は、Bを添加しておらず、固溶Nによる動的歪み時効低減効果が不十分であり、かつ固溶Bに伴う焼入れ性向上効果もないことから、ボルト用鋼線のパーライトラメラ間隔が大きくなり、冷間鍛造性が低下した。なお、固溶Nが高いため、伸線加工時や冷間鍛造時における時効硬化が促進され、強度は高くなった。

【0083】

実験No.33は、Bが過剰添加された例である。BはNと結合し、通常、BNとして鋼中に分散析出する。Nと結合しなかったBは、一部は鋼中に固溶するが、固溶限を超えたBについては、Feと結合しFe₂Bとして粒界に偏析する。このため、過剰のB添加は粒界強度を低下させ、冷間鍛造時の割れ発生を増加させる。本評価においては、加工ひずみ量の最も大きい部位(ボルトのフランジ部)において割れが発生した。

20

【0084】

実験No.34～36は、それぞれTi、V、Nbが過剰添加された例である。これらの元素は動的ひずみ時効の原因となる固溶Cや固溶Nの低減に有用な元素であるが、多量添加した場合は、それぞれ粗大なTi炭窒化物、V炭窒化物およびNb炭窒化物の生成を招く。これらが冷間鍛造時に応力集中源となるため、特に、加工ひずみ量が大きいボルトのフランジ部において割れが発生する結果となった。

【0085】

実験No.37は、Al量が少なく、鋼中に固溶Nが残存したため、ボルト鍛造時の加工発熱に伴う動的ひずみ時効によって割れ発生限界が低下したためボルトのフランジ部で割れが発生した。

30

実験No.38は、Alが過剰添加された例である。Alは固溶Nと結合して、AlNとして析出し、冷間鍛造時の動的ひずみ時効の悪影響を抑制する効果を有するが、過剰添加した場合、鋼中の酸素と結合したAlが硬質のAl₂O₃として分散され、冷間鍛造時に応力集中源となるとともに、鋼中に固溶したAlがフェライト相を硬化させ、変形能も低下することで、割れ発生限界の低下を招く。そのため、本評価ではボルトフランジ部に割れが発生した。

【0086】

実験No.39は、N量が多い例である。Alが過少だった場合と同様に、固溶Nに起因する動的ひずみ時効が顕著となり、冷間鍛造時の割れ発生限界の低下を招いた。本評価においても加工ひずみ量が最大となるボルトフランジ部において割れが発生した。

40

フロントページの続き

(51)Int.Cl. F I
F 16 B 35/00 (2006.01) B 21 C 1/00 L
F 16 B 35/00 J

(72)発明者 千葉 政道
兵庫県神戸市灘区灘浜東町2番地 株式会社神戸製鋼所 神戸製鉄所内
(72)発明者 松本 洋介
兵庫県神戸市灘区灘浜東町2番地 株式会社神戸製鋼所 神戸製鉄所内
(72)発明者 杉田 一良
東京都墨田区東墨田3丁目1番12号 株式会社杉田製線内
(72)発明者 谷本 勝
東京都墨田区東墨田3丁目1番12号 株式会社杉田製線内

審査官 鈴木 葉子

(56)参考文献 特開2003-113444(JP,A)
特開2000-337334(JP,A)
特開平11-315348(JP,A)
特開平06-185513(JP,A)
特開2003-193183(JP,A)
特開2009-242916(JP,A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C 22 C 38/00 - 38/60
C 21 D 8/00 - 8/10
C 21 D 9/52 - 9/66