

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第6267618号
(P6267618)

(45) 発行日 平成30年1月24日(2018.1.24)

(24) 登録日 平成30年1月5日(2018.1.5)

(51) Int.Cl.	F I	
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00	3 0 1 Z
C 2 2 C 38/34 (2006.01)	C 2 2 C 38/34	
C 2 2 C 38/54 (2006.01)	C 2 2 C 38/54	
F 1 6 B 35/00 (2006.01)	F 1 6 B 35/00	J
C 2 1 D 9/00 (2006.01)	C 2 1 D 9/00	B
請求項の数 7 (全 17 頁) 最終頁に続く		

(21) 出願番号 特願2014-201945 (P2014-201945)
 (22) 出願日 平成26年9月30日(2014.9.30)
 (65) 公開番号 特開2016-69705 (P2016-69705A)
 (43) 公開日 平成28年5月9日(2016.5.9)
 審査請求日 平成28年9月1日(2016.9.1)

(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
 (74) 代理人 100101454
 弁理士 山田 卓二
 (74) 代理人 100145403
 弁理士 山尾 憲人
 (74) 代理人 100206140
 弁理士 大釜 典子
 (74) 代理人 100206162
 弁理士 佐々木 正博
 (72) 発明者 松本 洋介
 兵庫県神戸市灘区灘浜東町2番 株式会社
 神戸製鋼所 神戸製鉄所内
 最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 ボルト用鋼およびボルト

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

質量%で、
 C : 0.20 ~ 0.40%、
 Si : 1.52 ~ 2.5%、
 Mn : 0.30 ~ 1.5%、
 P : 0%超、0.03%以下、
 S : 0%超、0.03%以下、
 Cr : 0.05 ~ 1.5%、
 Al : 0.01 ~ 0.10%、
 B : 0.0003 ~ 0.01%、
 N : 0.002 ~ 0.020%

をそれぞれ含有すると共に、

Ti : 0.02 ~ 0.10%およびNb : 0.02 ~ 0.10%よりなる群から選ばれる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であるボルト用鋼。

【請求項2】

更に、Cu : 0%超、0.5%以下、Ni : 0%超、1.0%以下およびSn : 0%超、0.5%以下よりなる群から選ばれる1種または2種以上を含有する請求項1に記載のボルト用鋼。

【請求項3】

更に、Mo：0%超、1.5%以下を含有する請求項1または2に記載のボルト用鋼。

【請求項4】

更に、V：0%超、0.5%以下、W：0%超、0.5%以下、Zr：0%超、0.3%以下、Mg：0%超、0.01%以下およびCa：0%超、0.01%以下よりなる群から選ばれる1種または2種以上を含有する請求項1～3のいずれかに記載のボルト用鋼。

【請求項5】

請求項1～4のいずれかに記載の化学成分組成を有し、下記(1)式の関係を満たすボルト。

$$(L/L0) \times 100 \leq 60 \quad \dots (1)$$

但し、L：オーステナイト結晶粒界に析出した厚さ50nm以上の析出物の合計長さ、
L0：オーステナイト結晶粒界の長さ、を示す。

10

【請求項6】

表面に窒化処理層を有さない請求項5に記載のボルト。

【請求項7】

オーステナイト結晶粒度番号が8以上である請求項5または6に記載のボルト。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、自動車や各種産業機械等に用いられるボルト用鋼、およびこのボルト用鋼を用いて得られるボルトに関し、特に引張強度が1100MPa以上であっても優れた耐遅れ破壊性と冷間鍛造性を発揮するボルト用鋼およびボルトに関する。

20

【背景技術】

【0002】

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遅れ破壊の原因については、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。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。

【0003】

一方、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はいるものの、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。

30

【0004】

これまでも遅れ破壊に対する特性(以下、これを「耐遅れ破壊性」と呼ぶ)に優れた高強度鋼材とボルトについて提案されている。例えば特許文献1～3は、耐遅れ破壊性に優れた高強度鋼材とボルトに関する技術であり、表層の窒素濃度を高くすることで優れた耐遅れ破壊性を確保することが開示されている。しかしながら、ボルトの使用環境で腐食が進行し、窒化層が脱落した場合は耐遅れ破壊性が大きく低下するという問題がある。加えて、窒化層を形成するために特殊な熱処理が必要となり、生産性やコスト面で課題を残している。

40

【先行技術文献】

【特許文献】

【0005】

【特許文献1】国際公開第2011/111872号

【特許文献2】特開2009-299180号公報

【特許文献3】特開2009-299181号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0006】

50

本発明は、上記のような事情に鑑みてなされたものであり、その目的は、鋼材としての強度を維持したままで、冷間鍛造性に優れると共に、耐遅れ破壊性にも優れたボルト用鋼、およびそのようなボルト用鋼から得られるボルトを提供することにある。

【課題を解決するための手段】

【0007】

本発明に係るボルト用鋼とは、質量%で、

C : 0.20 ~ 0.40 %、

Si : 1.5 ~ 2.5 %、

Mn : 0.20 ~ 1.5 %、

P : 0%超、0.03%以下、

S : 0%超、0.03%以下、

Cr : 0.05 ~ 1.5 %、

Al : 0.01 ~ 0.10 %、

B : 0.0003 ~ 0.01 %、

N : 0.002 ~ 0.020 %

をそれぞれ含有すると共に、

Ti : 0.02 ~ 0.10 %およびNb : 0.02 ~ 0.10 %よりなる群から選ばれる1種または2種を含有し、残部が鉄および不可避免的な不純物である点に要旨を有する。

【0008】

本発明の高強度ボルト用鋼には、必要によって、更に(a)Cu : 0%超、0.5%以下、Ni : 0%超、1.0%以下およびSn : 0%超、0.5%以下よりなる群から選ばれる1種または2種以上、(b)Mo : 0%超、1.5%以下、(c)V : 0%超、0.5%以下、W : 0%超、0.5%以下、Zr : 0%超、0.3%以下、Mg : 0%超、0.01%以下およびCa : 0%超、0.01%以下よりなる群から選ばれる1種または2種以上、等を含有させることも有用であり、これによって高強度ボルト用鋼の特性が更に改善される。

【0009】

本発明は、上記のような化学成分組成を有し、下記(1)式の関係式を満足するボルトも包含する。

$$(L/L0) \times 100 \leq 60 \quad \dots (1)$$

但し、L : オーステナイト結晶粒界に析出した厚さ50nm以上の析出物の合計長さ、

L0 : オーステナイト結晶粒界の長さ、を示す。

【0010】

本発明に係るボルトは、窒化処理層を有さないものである。またこのボルトは、オーステナイト結晶粒度番号が8以上であることが好ましい。

【発明の効果】

【0011】

本発明によれば、鋼の化学成分組成を適切に制御しているため、冷間鍛造性と耐遅れ破壊性を高いレベルで両立することができる。

【発明を実施するための形態】

【0012】

本発明者らは、冷間鍛造性と耐遅れ破壊性を両立できるボルト用鋼を実現すべく、特に化学成分組成を適切に制御するという観点から検討した。その結果、Si含有量を比較的高くして結晶粒界に析出する析出物をできるだけ少なくすると共に、化学成分組成を適切に調整してやれば、上記目的に合うボルト用鋼が実現できることを見出し、本発明を完成した。

【0013】

本発明に係るボルト用鋼の化学成分組成の設定範囲を規定した理由は、下記の通りである。

【0014】

10

20

30

40

50

C : 0.20 ~ 0.40 %

Cは鋼の強度を確保するために有効な元素である。目標とする引張強度：1100MPa以上を確保するため、Cは0.20%以上含有させる必要がある。好ましい下限は0.23%以上であり、より好ましい下限は0.25%以上である。しかしながら、C含有量が過剰になると、冷間鍛造性と耐遅れ破壊性が劣化するため、その上限を0.40%以下とした。好ましい上限は0.35%以下であり、より好ましい上限は0.32%以下である。

【0015】

Si : 1.5 ~ 2.5 %

Siは脱酸剤として作用すると共に、鋼の強度を確保するために有効な元素である。また、後述するG値に影響を与える粗大なセメントイトの析出を抑制し、耐遅れ破壊性を向上させる作用も発揮する。これらの効果を有効に発揮させるためには、Siは1.5%以上含有させる必要がある。好ましい下限は1.6%以上であり、より好ましい下限は1.7%以上である。一方、Si含有量が過剰になると、冷間鍛造性が劣化するため、その上限を2.5%以下とする必要がある。好ましい上限は2.2%以下であり、より好ましい上限は2.0%以下である。

10

【0016】

Mn : 0.20 ~ 1.5 %

Mnは鋼の強度を確保すると共に、Sと化合物を形成し、耐遅れ破壊性を劣化させるFeSの生成を抑制する作用を発揮するのに有効な元素である。これらの効果を発揮させるためには、Mnは0.20%以上含有させる必要がある。好ましい下限は0.30%以上であり、より好ましい下限は0.40%以上である。一方、Mn含有量が過剰になると、耐遅れ破壊性が劣化するため、その上限を1.5%以下とする必要がある。好ましい上限は1.3%以下であり、より好ましい上限は1.1%以下である。

20

【0017】

P : 0%超、0.03%以下

Pは結晶粒界に濃化することで鋼の靱延性を低下させ、耐遅れ破壊性を劣化させる不純物元素である。Pの含有量を0.03%以下とすることで、耐遅れ破壊性が大きく向上する。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。Pの含有量は少なければ少ないほど好ましいが、ゼロとするのは製造上困難であり、0.003%程度は含有される。

30

【0018】

S : 0%超、0.03%以下

SもPと同様、結晶粒界上に濃化することで鋼の靱延性を低下させ、耐遅れ破壊性を劣化させる不純物元素である。Sの含有量を0.03%以下とすることで、耐遅れ破壊性が大きく向上する。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の含有量は少なければ少ないほど好ましいが、ゼロとするのは製造上困難であり、0.003%程度は含有される。

【0019】

Cr : 0.05 ~ 1.5 %

Crは鋼の耐食性を向上させると共に、耐遅れ破壊性を確保するために有効な元素である。これらの効果を発揮させるためには、Crは0.05%以上含有させる必要がある。好ましい下限は0.10%以上であり、より好ましい下限は0.20%以上である。一方、Cr含有量が過剰になると、粗大な炭化物が生成し冷間鍛造性が劣化すると共に、コスト増を招くため、その上限を1.5%以下とする必要がある。好ましい上限は1.3%以下であり、より好ましい上限は1.0%以下である。

40

【0020】

Al : 0.01 ~ 0.10 %

Alは脱酸剤として作用すると共に、窒化物を形成して結晶粒の微細化や冷間鍛造性を向上させるために有効な元素である。これらの効果を発揮させるためには、Alは0.0

50

1%以上含有させる必要がある。好ましい下限は0.03%以上であり、より好ましい下限は0.04%以上である。一方、Al含有量が過剰になると、粗大な窒化物を生成し冷間鍛造性が劣化するため、その上限を0.10%以下とする必要がある。好ましい上限は0.08%以下であり、より好ましい上限は0.06%以下である。

【0021】

B: 0.0003 ~ 0.01%

Bは鋼の焼入れ性を向上させると共に、旧オーステナイト結晶粒界上に分散することでPやS等の粒界偏析元素の濃化を抑制し、結晶粒界を清浄化することで耐遅れ破壊性を向上させるために有効な元素である。これらの効果を発揮させるためには、Bは0.0003%以上含有させる必要がある。好ましい下限は0.0008%以上であり、より好ましい下限は0.001%以上である。一方、B含有量が過剰になると、粗大な化合物を生成し耐遅れ破壊性が劣化するため、その上限を0.01%以下とした。好ましい上限は0.005%以下であり、より好ましい上限は0.003%以下である。

10

【0022】

N: 0.002 ~ 0.020%

Nは、Al、TiおよびNbと窒化物を形成し、結晶粒を微細化させるために有効な元素である。こうした効果を発揮させるためには、Nは0.002%以上含有させる必要がある。好ましい下限は0.003%以上であり、より好ましい下限は0.0035%以上である。一方、N含有量が過剰になると、化合物を形成しないで固溶状態となっているN量が増加し、冷間鍛造性が低下するため、上限を0.020%以下とした。好ましい上限は0.010%以下であり、より好ましい上限は0.008%以下である。

20

【0023】

Ti: 0.02 ~ 0.10%およびNb: 0.02 ~ 0.10%よりなる群から選ばれる1種または2種

TiとNbは、Nと窒化物を形成し、結晶粒を微細化させるのに有効な元素である。また、TiやNbの窒化物を形成することで、Bの窒化物が形成しにくくなり、フリーのBが増えることで鋼の焼入れ性が向上する。これらの効果を発揮させるためには、TiおよびNbの少なくとも1種を、0.02%以上含有させる必要がある。好ましい下限はいずれも0.03%以上であり、より好ましい下限は0.04%以上である。一方、Ti含有量およびNb含有量が過剰になると、粗大な炭窒化物が形成され、冷間鍛造性や耐遅れ破壊性が劣化する。こうした観点から、それらの上限をいずれも0.10%以下とした。好ましい上限はいずれも0.08%以下であり、より好ましい上限は0.06%以下である。

30

【0024】

本発明に係るボルト用鋼の基本成分は上記の通りであり、残部は実質的に鉄である。但し、原料、資材、製造設備等の状況によって持ち込まれる不可避的不純物が鋼中に含まれることは当然に許容される。また本発明のボルト用鋼には、必要に応じて、以下の元素を含有させることも有効である。

【0025】

Cu: 0%超、0.5%以下、Ni: 0%超、1.0%以下およびSn: 0%超、0.5%以下よりなる群から選ばれる1種または2種以上

40

Cu、NiおよびSnは、鋼の耐食性を向上させると共に、耐遅れ破壊性を向上させるのに有効な元素である。これらの元素は、その含有量が増加するにつれてその効果が増大するが、それぞれの元素が過剰になると、下記のような不都合が生じる。即ち、Cu含有量が過剰になると、上記効果が飽和すると共に、熱間延性が低下して鋼の生産性が低下する。また、冷間加工性の低下や靱性の低下を招くことにもなる。こうした観点から、Cuを含有させるときの上限は0.5%以下であることが好ましい。より好ましい上限は0.4%以下であり、更に好ましい上限は0.35%以下である。

【0026】

また、Ni含有量が過剰になると上記効果が飽和して製造コストの増加を招く。こうし

50

た観点から、Niを含有させるときの上限は1.0%以下であることが好ましい。より好ましい上限は0.8%以下であり、更に好ましい上限は0.7%以下である。更に、Sn含有量が過剰になると上記効果が飽和して製造コストの増加を招く。こうした観点から、Snを含有させるときの上限は0.5%以下であることが好ましい。より好ましい上限は0.4%以下であり、更に好ましい上限は0.3%以下である。

【0027】

尚、上記の効果を発揮させるためには、Cu含有量の下限は0.03%以上であることが好ましい。より好ましい下限は0.1%以上であり、更に好ましい下限は0.15%以上である。また、Niを含有させるときの好ましい下限は0.1%以上であり、より好ましい下限は0.2%以上であり、更に好ましい下限は0.3%以上である。Snについては、好ましい下限は0.03%以上であり、より好ましい下限は0.1%以上であり、更に好ましい下限は0.15%以上である。

10

【0028】

Mo：0%超、1.5%以下

Moは鋼の強度を高めると共に、鋼中に微細な析出物を形成して耐遅れ破壊性を向上させるのに有効な元素である。これらの効果は、その含有量が増加するにつれて増大するが、Mo含有量が過剰になると製造コストを劣化させるため、その上限は1.5%以下とすることが好ましい。より好ましい上限は1.2%以下であり、更に好ましい上限は1.1%以下である。尚、上記の効果を発揮させるためには、Moを含有させるときの下限は0.03%以上であることが好ましい。より好ましい下限は0.10%以上であり、更に好ましい下限は0.15%以上である。

20

【0029】

V：0%超、0.5%以下、W：0%超、0.5%以下、Zr：0%超、0.3%以下、Mg：0%超、0.01%以下およびCa：0%超、0.01%以下よりなる群から選ばれた1種または2種以上

V、W、Zr、MgおよびCaは、炭窒化物を形成し、焼入れ加熱時のオーステナイト結晶粒の粗大化を防止し、靱延性を向上させ、耐遅れ破壊性を向上させるのに有効である。これらの元素は、その含有量が増加するにつれてその効果が増大するが、それぞれの元素が過剰になると、下記のような不都合が生じる。即ち、V含有量が過剰になると上記効果が飽和して製造コストの増加を招く。こうした観点から、Vを含有させるときの上限は0.5%以下とすることが好ましい。より好ましい上限は0.3%以下であり、更に好ましい上限は0.2%以下である。

30

【0030】

W含有量が過剰になると上記効果が飽和して製造コストの増加を招く。こうした観点から、Wを含有させるときの上限は0.5%以下とすることが好ましい。より好ましい上限は0.3%以下であり、更に好ましい上限は0.2%以下である。またZr含有量が過剰になると上記効果が飽和して製造コストの増加を招く。こうした観点から、Zrを含有させるときの上限は0.3%以下とすることが好ましい。より好ましい上限は0.2%以下であり、更に好ましい上限は0.1%以下である。

【0031】

Mg含有量が過剰になると上記効果が飽和して製造コストの増加を招く。こうした観点から、Mgを含有させるときの上限は0.01%以下とすることが好ましい。より好ましい上限は0.007%以下であり、更に好ましい上限は0.005%以下である。Ca含有量が過剰になると上記効果が飽和して製造コストの増加を招く。こうした観点から、Caを含有させるときの上限は0.01%以下とすることが好ましい。より好ましい上限は0.007%以下であり、更に好ましい上限は0.005%以下である。

40

【0032】

尚、上記の効果を発揮させるためには、V含有量の下限は0.01%以上であることが好ましい。より好ましい下限は0.03%以上であり、更に好ましい下限は0.05%以上である。Wを含有させるときの好ましい下限は0.01%以上であり、より好ましい下

50

限は0.03%以上であり、更に好ましい下限は0.05%以上である。Zrを含有させるときの好ましい下限を0.01%以上であり、より好ましい下限は0.03%以上であり、更に好ましい下限は0.05%以上である。

【0033】

Mgを含有させるときの好ましい下限は0.0003%以上であり、より好ましい下限は0.0005%以上であり、更に好ましい下限は0.001%以上である。Caを含有させるときの好ましい下限は0.0003%以上であり、より好ましい下限は0.0005%以上であり、更に好ましい下限は0.001%以上である。

【0034】

上記の様な化学成分組成を有するボルト用鋼は、圧延前のピレット再加熱時に950 10
以上に加熱（以下、この温度を「ピレット再加熱温度」と呼ぶ）し、800～1000
の温度域で線材または棒鋼形状に仕上げ圧延した後、3 /秒以下の平均冷却速度で60
0以下の温度まで冷却することにより、圧延後の組織が基本的にフェライトとパーライトの混合組織となる。上記条件について説明する。但し、本発明のボルト用鋼は、圧延後の組織が、必ずしもフェライトとパーライトの混合組織である必要はない。

【0035】

ピレット再加熱温度：950 以上

ピレット再加熱では、結晶粒微細化に有効なTiやNbの炭化物、窒化物および炭窒化物（以下、これを「炭・窒化物」と呼ぶ）を、オーステナイトに固溶させる必要があり、そのためにはピレットの再加熱温度を950 以上にすることが好ましい。この温度が9 20
50未満になると炭・窒化物の固溶が不十分となり、後の熱間圧延で微細なTiやNbの炭・窒化物が生成しにくくなり、焼入れ時の結晶粒微細化の効果が減少する。この温度は、より好ましくは1000 以上である。但し、ピレットの再加熱温度が1400 を超えると鋼の溶解温度に近くなるため、1400 以下とすることが好ましく、より好ましくは1300 以下、更に好ましくは1250 以下である。

【0036】

仕上げ圧延温度：800～1000

圧延では、ピレット再加熱時に固溶させたTiやNbを微細な炭・窒化物として鋼中に析出させる必要がある。そのためには、仕上げ圧延温度を1000 以下とすることが好ましい。より好ましくは950 以下である。仕上げ圧延温度が1000 よりも高くなると、TiやNbの炭・窒化物が析出しにくくなるため、焼入れ時の結晶粒微細化の効果が減少する。 30

【0037】

一方、仕上げ圧延温度が低くなり過ぎると、圧延荷重の増加や表面疵の発生増大があり、非現実的となるため、その下限は800 以上とすることが好ましい。より好ましくは850 以上である。ここで、仕上げ圧延温度は、最終圧延パス前または圧延ロール群前の放射温度計で測定可能な表面の平均温度とした。

【0038】

仕上げ圧延後の平均冷却速度：3 /秒以下

仕上げ圧延後の冷却では、後のボルト加工での成形性を向上させるため、組織をフェライト+パーライトの混合組織にすることが好ましい。そのためには、仕上げ圧延後の平均冷却速度を3 /秒以下とし、この冷却速度で少なくとも600 まで冷却することが好ましい。平均冷却速度が3 /秒より速くなると、ベイナイトやマルテンサイトが生成するため、ボルト成形性が大幅に劣化する。平均冷却速度は、より好ましくは2 /秒以下であり、更に好ましくは1 /秒以下である。 40

【0039】

本発明のボルト用鋼では、熱間圧延時にベイナイトやマルテンサイトが生成したときには、球状化焼鈍処理を実施してもよい。

【0040】

ボルト形状に成形加工した後、焼入れおよび焼戻し処理を行ない、組織を焼戻しマルテ 50

ンサイトとすることによって、所定の引張強さを確保できると共に、優れた耐遅れ破壊性を有するものとなる。このときの焼入れおよび焼戻し処理の適正な条件は、下記の通りである。

【0041】

焼入れ時の加熱では、安定的にオーステナイト化処理するために、加熱温度（以下、この温度を「焼入れ温度」と呼ぶことがある）を850 以上とすることが好ましい。しかしながら、950 を超えるような高温で加熱すると、TiやNbの炭・窒化物が溶解することによりピンニング効果が減少し、結晶粒が粗大化して、耐遅れ破壊性が劣化する場合がある。従って、結晶粒粗大化を防止するため、焼入れ温度は950 以下とすることが好ましい。尚、焼入れ温度のより好ましい上限は930 以下であり、更に好ましくは920 以下である。また、焼入れ温度のより好ましい下限は870 以上であり、更に好ましくは880 以上である。

10

【0042】

焼入れしたままのボルトは、靱性および延性が低く、そのままの状態ではボルト製品として使用に耐えられないので、焼戻し処理を施す必要がある。そのためには、少なくとも300 以上の温度で焼戻し処理することが有効である。

【0043】

また、本発明で得られるボルトは、表面に窒化処理層を有していないものであるが、ボルト軸部のオーステナイト結晶粒界上に析出する厚さ50 nm以上の析出物の割合を60 %以下にすることで、耐遅れ破壊性を更に向上させることができる。即ち、下記(1)式において、左辺の値、即ち $(L/L_0) \times 100$ の値をG値としたときに、このG値が60 以下となる。上記のような化学成分組成を有し、下記(1)式の関係を満たすボルトは、耐遅れ破壊性が優れたものとなる。このG値は、より好ましくは50 以下であり、更に好ましくは40 以下である。G値の下限は低ければ低いほど望ましいが、通常10 以上である。尚、ボルト軸部のオーステナイト結晶粒界上に析出する「析出物」は、主にセメントタイトであるが、これに限らず、Cr、Ti、Nb、Al、V等を含む炭化物や炭窒化物等も含まれる。

20

$$(L/L_0) \times 100 \leq 60 \cdots (1)$$

但し、L：オーステナイト結晶粒界に析出した厚さ50 nm以上の析出物の合計長さ、
L₀：オーステナイト結晶粒界の長さ、を示す。

30

【0044】

またオーステナイト結晶粒界上の析出物を低減するためには、焼戻し温度が重要であり、焼戻し温度を、下記(2)式で表される温度T () 以下とすることで、G値を60 以下にすることができる。

$$T () = 68.2 \times \ln [Si] + 480 \cdots (2)$$

但し、Lnは自然対数を示し、[Si]は鋼中の質量%でのSi含有量を示す。

【0045】

上記のような条件にて焼入れおよび焼戻したボルトでは、オーステナイト結晶粒（即ち、旧オーステナイト結晶粒）は、微細化するほど耐遅れ破壊性が向上するので好ましい。こうした観点から、ボルト軸部でのオーステナイト結晶粒は、JIS G 0551：2006で規定される結晶粒度番号で8以上とすることが好ましい。この結晶粒度番号は、より好ましくは9以上であり、更に好ましくは10以上である。

40

【0046】

以下、実施例を挙げて本発明をより具体的に説明するが、本発明はもとより下記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。

【実施例】

【0047】

下記表1、2に示す化学成分組成の鋼種A～L、A1～R1の鋼材を溶製した後、ブレ

50

ット再加熱温度：1000、仕上げ圧延温度：850の条件で圧延を行ない、直径：14mmの線材とした。このとき、仕上げ圧延後の平均冷却速度は2 / 秒とし、600まで冷却した。各線材の圧延後の組織を後記表3、4に併記する。前記圧延素材を塩酸浴、硫酸浴に浸漬することで脱スケール処理を行ない、石灰被膜処理後、伸線、球状化焼鈍を実施し、更に脱スケールおよび被膜処理後、仕上げ伸線を実施した。このときの球状化焼鈍条件は、均熱温度：760、均熱時間：5時間、均熱後の冷却速度：13 / 時、抽出温度：685とした。尚、表1、2において、「-」で表した箇所は無添加であること、「t r .」は測定限界未満であることを、それぞれ意味する。

【0048】

【表 1】

鋼種	化学成分組成* (質量%)													その他
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ti	Nb	Al	N	B			
A	0.34	1.54	1.00	0.020	0.016	0.51	0.052	—	0.023	0.0032	0.0020		—	
B	0.32	1.80	0.55	0.011	0.010	1.20	—	0.050	0.041	0.0120	0.0013		—	
C	0.25	1.75	0.71	0.010	0.015	0.15	0.050	—	0.021	0.0040	0.0018		—	
D	0.24	2.01	0.73	0.009	0.013	0.54	0.030	0.025	0.025	0.0080	0.0015	Ni:0.62		
E	0.33	1.71	0.33	0.015	0.014	0.70	0.055	—	0.024	0.0046	0.0019	Ni:0.35		
F	0.34	1.78	1.35	0.009	0.013	0.27	0.080	0.055	0.030	0.0069	0.0022	Cu:0.25, Ni:0.50		
G	0.25	1.52	0.21	0.008	0.014	1.45	0.068	0.029	0.047	0.0081	0.0035	Sn:0.10		
H	0.27	2.31	1.05	0.015	0.010	0.33	0.086	—	0.028	0.0052	0.0021	Mo:0.18		
I	0.20	2.07	0.34	0.015	0.013	0.98	0.084	—	0.029	0.0030	0.0040	Zr:0.10		
J	0.37	2.26	1.09	0.018	0.015	0.78	—	0.077	0.030	0.0045	0.0020	Mg:0.0011, Ca:0.0010		
K	0.21	1.85	0.41	0.013	0.011	0.30	0.042	0.056	0.025	0.0037	0.0018	V:0.050		
L	0.38	1.62	0.21	0.012	0.015	1.21	—	0.095	0.017	0.0042	0.0014	V:0.053		

* 残部: 鉄、およびP, S以外の不可避不純物

【 0 0 4 9 】

10

20

30

40

【表 2】

鋼種	化学成分組成* (質量%)													その他
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ti	Nb	Al	N	B			
A1	0.14	1.65	0.88	0.009	0.011	1.03	0.091	0.071	0.029	0.0187	0.0013	V:0.075		
B1	0.45	2.34	1.32	0.014	0.011	1.30	0.074	—	0.046	0.0103	0.0030	Ni:0.23		
C1	0.23	1.27	0.55	0.015	0.014	1.07	0.085	—	0.054	0.0048	0.0017	—		
D1	0.34	2.78	1.24	0.007	0.010	1.05	0.033	0.048	0.017	0.0085	0.0024	—		
E1	0.32	2.14	tr.	0.008	0.015	1.23	0.050	—	0.012	0.0050	0.0020	Zr:0.11		
F1	0.37	2.02	1.86	0.008	0.014	0.52	0.050	—	0.023	0.0062	0.0025	—		
G1	0.35	1.61	1.11	0.035	0.021	0.77	0.049	—	0.025	0.0045	0.0021	—		
H1	0.28	1.80	0.95	0.022	0.035	0.81	—	0.081	0.030	0.0081	0.0019	—		
I1	0.34	1.82	1.01	0.015	0.016	0.02	0.051	—	0.025	0.0049	0.0018	Cu:0.10, Ni:0.22		
J1	0.23	2.46	0.81	0.009	0.010	1.87	0.092	0.034	0.035	0.0049	0.0022	—		
K1	0.33	1.87	1.33	0.015	0.012	0.65	—	—	0.032	0.0034	0.0025	—		
L1	0.34	2.26	1.31	0.010	0.014	0.64	0.124	—	0.036	0.0057	0.0017	—		
M1	0.34	1.73	0.66	0.014	0.010	0.05	—	—	0.027	0.0040	0.0018	Sn:0.15		
N1	0.30	1.80	0.72	0.010	0.015	1.11	—	0.117	0.026	0.0111	0.0017	—		
O1	0.35	1.58	0.43	0.014	0.013	0.05	—	0.064	—	0.0120	0.0025	V:0.050		
P1	0.25	1.50	0.70	0.011	0.010	0.16	—	0.050	0.124	0.0064	0.0020	Mo:0.20		
Q1	0.27	1.68	0.54	0.011	0.008	1.25	0.033	0.051	0.053	0.0014	0.0020	—		
R1	0.32	1.58	0.46	0.008	0.014	1.15	—	0.074	0.030	0.0238	0.0019	—		

* 残部: 鉄、およびP, S以外の不可避不純物

【0050】

得られた鋼線から多段フォーマーを用いて、M 12 mm × 1.25 P mm、長さ: 100 mm Lのフランジボルトを冷間圧造で作製した。尚、Mは軸部の直径、Pはピッチを意味する。そして、フランジ部の割れの有無により冷間鍛造性を評価した。冷間鍛造性は、

10

20

30

40

50

割れが生じないときにはOK、割れが生じたときにはNGと評価した。

【0051】

その後、下記表3、4に示す条件で焼入れおよび焼戻しを実施した。その他の焼入れ焼戻し条件については、焼入れの加熱時間：20分、焼入れの炉内雰囲気：大気、焼入れの冷却条件：油冷25、焼戻しの加熱時間：45分とした。

【0052】

焼入れおよび焼戻しを行なったボルトについて、以下の要領で、軸部の結晶粒度、引張強さ、耐食性、耐遅れ破壊性、およびG値を評価した。

【0053】

(1) オーステナイト結晶粒度の測定

ボルトの軸部を、ボルトの軸に対して垂直な断面で切断後、軸部の直径をDとしたときのD/4位置の任意の 0.039mm^2 の領域を、光学顕微鏡で観察し(倍率：400倍)、JIS G 0551(2006)に規定の「鋼-結晶粒度の顕微鏡試験方法」に従って旧オーステナイト結晶粒度番号を測定した。ボルトの軸に対して垂直な断面を、以下では「横断面」と呼ぶ。測定は4視野について行ない、これらの平均値をオーステナイト結晶粒度番号とした。尚、冷間鍛造性が不合格となったものについては、この測定は行なわなかった。

10

【0054】

(2) 引張強さの測定

ボルトの引張強さは、JIS B 1051:2009に従って引張試験を行って求め、引張強さが1100MPa以上のものを合格とした。尚、冷間鍛造性が不合格となったものについては、この測定は行なわなかった。

20

【0055】

(3) 耐食性の評価

耐食性は、15% HCl水溶液にボルトを30分浸漬した際の浸漬前後の腐食減量(質量%)によって評価した。この腐食減量が、0.05質量%未満のものを合格と評価した。尚、冷間鍛造性が不合格となったもの、または引張強さが1100MPa未満になったものについては、この評価は行なわなかった。

$$\text{腐食減量} = [(\text{酸浸漬前の質量} - \text{酸浸漬後の質量}) / \text{酸浸漬前の質量}] \times 100$$

【0056】

(4) 耐遅れ破壊性の評価

耐遅れ破壊性は、ボルトを治具に降伏点狙いで締め付けた後、(a)治具ごと1% HClに15分浸漬、(b)大気中で24時間暴露、(c)破断有無の確認、を1サイクルとし、これを10サイクル繰り返すことで評価した。ボルトは1水準に対し10本ずつ評価し、1本も破断しなかったものはOKとし、1本でも破断したものはNGとした。尚、冷間鍛造性が不合格となったもの、または引張強さが1100MPa未満になったものについては、この評価は行なわなかった。

30

【0057】

(5) G値の測定

焼入れおよび焼戻し後のボルトに対し、オーステナイト結晶粒界に析出した析出物の観察を下記の通り行なった。

40

【0058】

析出物の観察

オーステナイト結晶粒界に析出した析出物の観察は、上記ボルトの軸部を横断面で切断後、集束イオンビーム加工装置(FIB: Focused Ion Beam Process、日立製作所製:商品名「FB-2000A」)により薄膜試験片を作製した。次いで、透過型電子顕微鏡(日立製作所製:商品名「FEMS-2100F」)を用いて1試料につき3枚ずつ、倍率:15万倍でオーステナイト結晶粒界を撮影し、画像解析で、結晶粒界に析出した析出物の長さおよび厚さを算出した。尚、析出物の厚さは、オーステナイト結晶粒界に対して垂直方向の長さを意味する。

50

【 0 0 5 9 】

そして、オーステナイト結晶粒界に析出した厚さ50nm以上の析出物の合計長さ(L)をオーステナイト結晶粒界の長さ(L0)で除し、百分率で表すことにより、オーステナイト粒界上の析出物の占有率(G値)を求めた。3枚の写真についてそれぞれG値を求め、その平均値を下記表3、4に記載した。

【 0 0 6 0 】

これらの結果を、焼入れおよび焼戻し条件、前記(2)式で求められるT()と共に、下記表3、4に併記する。

【 0 0 6 1 】

【 表 3 】

試験 No	鋼種	圧延後の組織	冷間 鍛造性	焼入れ 温度[°C]	焼戻し 温度[°C]	T[°C]	オーステナイト 結晶粒度番号	引張強さ [MPa]	腐食減量 (質量%)	耐遅れ 破壊性	G値
1	A	フェライト・パーライト	OK	880	425	509	8.5	1494	0.0403	OK	12.5
2	A	フェライト・パーライト	OK	960	425	509	7.0	1499	0.0415	OK	17.4
3	A	フェライト・パーライト	OK	880	480	509	8.5	1291	0.0411	OK	41.3
4	B	フェライト・パーライト	OK	880	475	520	9.0	1425	0.0186	OK	25.2
5	C	フェライト・パーライト	OK	880	450	518	9.0	1246	0.0381	OK	25.4
6	D	フェライト・パーライト	OK	880	450	528	9.0	1333	0.0426	OK	12.9
7	E	フェライト・パーライト	OK	880	475	517	9.0	1346	0.0327	OK	27.2
8	F	フェライト・パーライト	OK	880	450	519	12.2	1381	0.0284	OK	20.7
9	G	フェライト・パーライト	OK	880	475	509	10.8	1340	0.0134	OK	37.4
10	H	フェライト・パーライト	OK	880	500	537	10.0	1284	0.0417	OK	28.0
11	I	フェライト・パーライト	OK	930	500	530	10.5	1227	0.0264	OK	33.8
12	J	フェライト・パーライト	OK	900	525	536	9.5	1290	0.0352	OK	47.2
13	K	フェライト・パーライト	OK	930	500	522	10.5	1135	0.0457	OK	43.8
14	L	フェライト・パーライト	OK	930	450	513	9.5	1580	0.0248	OK	17.0

【 0 0 6 2 】

10

20

30

40

【 表 4 】

試験 No	鋼種	圧延後の組織	冷間 鍛造性	焼入れ 温度[°C]	焼戻し 温度[°C]	T [°C]	オーステナイト 結晶粒度番号	引張強さ [MPa]	腐食減量 (質量%)	耐遅れ 破壊性	G値
15	B	フェライト・パーライト	OK	880	550	520	9.0	1179	0.0197	NG	67.3
16	A1	フェライト・パーライト	OK	880	500	514	12.2	1082	—	—	56.8
17	B1	フェライト・パーライト	OK	880	525	538	10.0	1352	0.0184	NG	53.1
18	C1	フェライト・パーライト	OK	880	425	496	10.8	1370	0.0228	NG	71.5
19	D1	フェライト・パーライト	NG	900	450	550	—	—	—	—	8.4
20	E1	フェライト・パーライト	OK	880	500	532	8.0	1472	0.0205	NG	25.4
21	F1	フェライト・パーライト	OK	880	500	528	8.0	1298	0.0417	NG	29.6
22	G1	フェライト・パーライト	OK	880	475	512	9.5	1365	0.0361	NG	33.8
23	H1	フェライト・パーライト	OK	880	475	520	10.0	1323	0.0351	NG	31.3
24	I1	フェライト・パーライト	OK	880	475	521	8.5	1274	0.0514	NG	13.1
25	J1	フェライト・パーライト	NG	880	475	541	—	—	—	—	11.0
26	K1	フェライト・パーライト	OK	900	425	523	7.0	1550	0.0376	NG	18.9
27	L1	フェライト・パーライト	NG	900	500	536	—	—	—	—	13.3
28	M1	フェライト・パーライト	OK	900	450	517	6.0	1339	0.0484	NG	14.7
29	N1	フェライト・パーライト	NG	880	475	520	—	—	—	—	24.1
30	O1	フェライト・パーライト	NG	880	475	511	—	—	—	—	21.4
31	P1	フェライト・パーライト	NG	880	500	508	—	—	—	—	41.1
32	Q1	フェライト・パーライト	NG	880	425	515	—	—	—	—	19.8
33	R1	フェライト・パーライト	NG	880	500	511	—	—	—	—	34.0

【 0 0 6 3 】

これらの結果から、次のように考察できる。試験No. 1 ~ 14は、本発明で規定する要件を満足する発明例であり、冷間鍛造性に優れ、高い強度と共に、優れた耐遅れ破壊性

10

20

30

40

50

を發揮していることが分かる。

【 0 0 6 4 】

これに対し、試験 No. 15 ~ 33 のものは、本発明で規定するいずれかの要件を満足しない例であり、いずれかの特性が劣化している。即ち、試験 No. 15 は、焼戻し温度が高くなって、G 値が大きくなっており、耐遅れ破壊性が劣化した。試験 No. 16 は、C 含有量が少ない鋼種 A 1 を用いており、引張強さで 1 1 0 0 M P a 以上を確保することが出来なかった。試験 No. 17 は C 含有量が多すぎる鋼種 B 1 を用いており、韌延性が低下し、耐遅れ破壊性が劣化した。

【 0 0 6 5 】

試験 No. 18 は、S i 含有量が少ない鋼種 C 1 を用いており、粗大な析出物が多く析出して G 値が大きくなると共に、耐遅れ破壊性が劣化した。試験 No. 19 は、S i 含有量が多い鋼種 D 1 を用いており、冷間鍛造性が劣化した。

【 0 0 6 6 】

試験 No. 20 は、M n 含有量が少ない鋼種 E 1 を用いており、硫化鉄 (F e S) が多く生成し、耐遅れ破壊性が劣化した。試験 No. 21 は、M n 含有量が多い鋼種 F 1 を用いており、韌延性が低下し、耐遅れ破壊性が劣化した。

【 0 0 6 7 】

試験 No. 22 は、P 含有量が多い鋼種 G 1 を用いており、結晶粒界上に濃化し、韌延性が低下したことで耐遅れ破壊性が劣化した。試験 No. 23 は、S 含有量が多い鋼種 H 1 を用いており、試験 No. 22 の場合と同様に結晶粒界上に濃化し、韌延性が低下したことで耐遅れ破壊性が劣化した。

【 0 0 6 8 】

試験 No. 24 は、C r 含有量が少ない鋼種 I 1 を用いており、耐食性が低下すると共に耐遅れ破壊性が劣化した。試験 No. 25 は、C r 含有量が多い鋼種 J 1 を用いており、粗大な析出物が生成し、冷間鍛造性が劣化した。

【 0 0 6 9 】

試験 No. 26、28 は、T i 含有量が少ない鋼種 K 1 および N b 含有量が少ない鋼種 M 1 を用いており、結晶粒が粗大化し、耐遅れ破壊性が劣化した。試験 No. 27 は T i 含有量が多い鋼種 L 1 を用いており、粗大な炭窒化物が生成し、冷間鍛造性が劣化した。試験 No. 29 は、N b 含有量が多い鋼種 N 1 を用いており、粗大な炭窒化物が生成し、冷間鍛造性が劣化した。

【 0 0 7 0 】

試験 No. 30 は、A l 含有量が少ない鋼種 O 1 を用いており、圧延時にフェライト結晶粒が粗大化し、冷間鍛造性が劣化した。試験 No. 31 は、A l 含有量が多い鋼種 P 1 を用いており、粗大な窒化物が生成し、冷間鍛造性が劣化した。

【 0 0 7 1 】

試験 No. 32 は、N 含有量が少ない鋼種 Q 1 を用いており、窒化物が十分に形成されず、結晶粒が粗大化することが予想され、冷間鍛造性が劣化した。試験 No. 33 は、N が多い鋼種 R 1 を用いており、固溶状態の N 量が増加することが予想され、冷間鍛造性が劣化した。

10

20

30

40

フロントページの続き

(51)Int.Cl. F I
C 2 1 D 8/06 (2006.01) C 2 1 D 8/06 A

(72)発明者 千葉 政道
兵庫県神戸市灘区灘浜東町2番 株式会社神戸製鋼所 神戸製鉄所内

審査官 鈴木 葉子

(56)参考文献 特開2014-015664(JP,A)
特開2013-227647(JP,A)
特開2007-191764(JP,A)
特開2006-233326(JP,A)
特開平10-017985(JP,A)
特開昭55-002785(JP,A)
特開2012-162798(JP,A)
特開2012-041587(JP,A)
特開平06-306543(JP,A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)
C 2 2 C 3 8 / 0 0 - 3 8 / 6 0
C 2 1 D 8 / 0 0 - 8 / 1 0
C 2 1 D 9 / 0 0 - 9 / 4 4 , 9 / 5 0