

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11) 特許出願公開番号

特開2017-141502

(P2017-141502A)

(43) 公開日 平成29年8月17日(2017.8.17)

(51) Int.Cl.	F I	テーマコード (参考)
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00	3 O 1 Y 4 K O 3 2
C 2 2 C 38/54 (2006.01)	C 2 2 C 38/54	
C 2 1 D 8/06 (2006.01)	C 2 1 D 8/06	A

審査請求 未請求 請求項の数 5 O L (全 23 頁)

(21) 出願番号	特願2016-201345 (P2016-201345)	(71) 出願人	000006655 新日鐵住金株式会社 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号
(22) 出願日	平成28年10月12日(2016.10.12)	(74) 代理人	110001553 アセンド特許業務法人
(31) 優先権主張番号	特願2016-21984 (P2016-21984)	(72) 発明者	佐野 直幸 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新 日鐵住金株式会社内
(32) 優先日	平成28年2月8日(2016.2.8)	(72) 発明者	根石 豊 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新 日鐵住金株式会社内
(33) 優先権主張国	日本国(JP)	(72) 発明者	松井 直樹 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新 日鐵住金株式会社内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 冷間鍛造調質品用圧延棒線

(57) 【要約】

【課題】優れた冷間加工性を有し、冷間鍛造及び調質処理された場合、高い強度及び優れた耐水素脆化特性を有する冷間鍛造調質品用圧延棒線を提供する。

【解決手段】

本発明による冷間鍛造調質品用圧延棒線は、質量%で、C：0.22～0.40%、Si：0.35～1.5%、Mn：0.20～0.40%、P：0.020%未満、S：0.015%未満、Cr：0.70～1.45%、Al：0.005～0.060%、Ti：0.01～0.05%、B：0.0003～0.0040%、N：0.0020～0.0080%、及びO：0.0020%以下を含有し、残部はFe及び不純物からなり、式(1)及び式(2)を満たす化学組成を有し、マトリクス組織は、初析フェライト及びパーライトからなり、700MPa以下の引張強度を有する。

$$0.50 \leq C + Si / 10 + Mn / 5 + 5Cr / 22 \leq 0.85 \quad (1)$$

$$Si / Mn > 1.0 \quad (2)$$

【選択図】 なし

【特許請求の範囲】

【請求項 1】

質量%で、

C : 0.22 ~ 0.40 %、

Si : 0.35 ~ 1.5 %、

Mn : 0.20 ~ 0.40 %、

P : 0.020 %未満、

S : 0.015 %未満、

Cr : 0.70 ~ 1.45 %、

Al : 0.005 ~ 0.060 %、

Ti : 0.01 ~ 0.05 %、

B : 0.0003 ~ 0.0040 %、

N : 0.0020 ~ 0.0080 %、

O : 0.0020 %以下、

Cu : 0 ~ 0.50 %、

Ni : 0 ~ 0.30 %、

Mo : 0 ~ 0.05 %、

V : 0 ~ 0.05 %、

Nb : 0 ~ 0.05 %、

Ca : 0 ~ 0.005 %、及び、

Mg : 0 ~ 0.005 %を含有し、残部はFe及び不純物からなり、式(1)及び式(2)を満たす化学組成を有し、

マトリクス組織は、初析フェライト及びパーライトからなり、

700MPa以下の引張強度を有する、冷間鍛造調質品用圧延棒線。

$0.50 \leq C + Si / 10 + Mn / 5 + 5Cr / 22 \leq 0.85$ (1)

$Si / Mn > 1.0$ (2)

ここで、上記式における元素記号は、それぞれ対応する元素の含有量(質量%)が代入される。

【請求項 2】

請求項1に記載の冷間鍛造調質品用圧延棒線であって、

前記化学組成は、

Cu : 0.02 ~ 0.50 %、

Ni : 0.01 ~ 0.30 %、

Mo : 0.005 ~ 0.05 %、及び、

V : 0.005 ~ 0.05 %からなる群から選択される1種又は2種以上を含有する、冷間鍛造調質品用圧延棒線。

【請求項 3】

請求項1又は請求項2に記載の冷間鍛造調質品用圧延棒線であって、

前記化学組成は、

Nb : 0.0015 ~ 0.05 %を含有する、冷間鍛造調質品用圧延棒線。

【請求項 4】

請求項1 ~ 請求項3のいずれか1項に記載の冷間鍛造調質品用圧延棒線であって、

前記化学組成は、

Ca : 0.0005 ~ 0.005 %、及び、

Mg : 0.0005 ~ 0.005 %からなる群から選択される1種または2種を含有する、冷間鍛造調質品用圧延棒線。

【請求項 5】

請求項1 ~ 請求項4のいずれか1項に記載の化学組成を有する素材を1200℃以上の温度に加熱した後、分塊圧延を実施してビレットを製造する分塊圧延工程と、

前記ビレットを1050℃以下の温度に加熱した後、仕上げ圧延を実施して圧延棒線を

製造する仕上げ圧延工程とを備え、

前記仕上げ圧延工程は、

前記ビレットの表面温度が750～850℃の範囲において、式(3)で定義される加工速度Zを5～15/秒として前記ビレットを仕上げ圧延して前記圧延棒線を製造する工程と、

前記圧延完了直後から500℃までの冷却速度を0.2～5.0℃/秒として、前記圧延棒線を冷却する工程とを含む、冷間鍛造調質品用圧延棒線の製造方法。

$$Z = -\ln(1-R)/t \quad (3)$$

ここで、式(3)中のRは仕上げ圧延での断面減少率(%)であり、式(4)で定義される。tは仕上げ圧延時間(秒)である。

$$R = (A_0 - A)/A_0 \quad (4)$$

式(4)中の A_0 は、仕上げ圧延前の前記ビレットの断面積(mm²)であり、Aは、仕上げ圧延後の前記圧延棒線の断面積(mm²)である。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、熱間圧延されたまま(圧延まま材)の棒鋼又は線材である圧延棒線に関し、さらに詳しくは、冷間鍛造されて、かつ、調質処理された部品である冷間鍛造調質品用の圧延棒線に関する。

【背景技術】

【0002】

近年、各種産業機械、自動車及び建築構造物の部品として用いられるシャフト及びボルト等の部品は、寸法精度や歩留まり、製造コストの観点から、冷間鍛造により製造される場合がある。このような冷間鍛造品は、冷間加工ままで使われたりもするが、より一層の高強度化が望まれる場合には、調質処理(焼入れ焼戻し処理)を行って高強度化が図られる。このような冷間鍛造品のうち、調質処理されたものを、本明細書では、冷間鍛造調質品という。

【0003】

調質処理を行って高強度化を図る鋼材として、JIS G 4053(2008)に規定された機械構造用合金鋼がある。機械構造用合金鋼はたとえば、クロム鋼、クロムモリブデン鋼、及び、ニッケルクロムモリブデン鋼等である。これらの鋼材は、主に焼入れ性及び焼戻し軟化抵抗を高めるために、高価なMo、Niを多く含有する。

【0004】

近年、Mo、Ni等の合金元素の価格が高騰しており、需給環境も変動しやすくなっている。そのため、これらの合金元素を低減、又は省略して鋼材コストを抑えつつ、冷間鍛造品に求められる、疲労特性や耐水素脆化特性といった機械特性に優れた鋼材が求められている。

【0005】

そこで、Mo及びV等の合金元素に代えて、ボロン(B)を含有した鋼(B含有鋼)が普及している。Bは、MoやV等の合金元素と同様に、鋼の焼入れ性を高める。しかしながら、B含有鋼を冷間鍛造及び調質処理して、引張強さが1000MPa以上の冷間鍛造調質品(たとえばボルト)として使用した場合、耐水素脆化特性が低い場合がある。したがって、耐水素脆化特性に優れたB含有鋼が求められている。B含有鋼はさらに、上述のとおり冷間鍛造により部品(ボルト等)となるため、優れた冷間加工性も求められる。

【0006】

疲労強度、耐水素脆化特性、又は、冷間加工性に優れたB含有鋼が、特開2012-162798号公報(特許文献1)、特開平9-104945号公報(特許文献2)、特開2013-227602号公報(特許文献3)、及び、特開2001-234277号公報(特許文献4)に提案されている。

【0007】

10

20

30

40

50

特許文献1では、耐遅れ破壊性（耐水素脆化特性）に優れたボルト用鋼を提案する。この文献に開示されたボルト用鋼は、C：0.20～0.40%未満、Si：0.20～1.50%、Mn：0.30～2.0%、P：0.03%以下、S：0.03%以下、Ni：0.05～1.0%、Cr：0.01～1.50%、Cu：1.0%以下、Al：0.01～0.10%、Ti：0.01～0.1%、B：0.0003～0.0050%及びN：0.002～0.010%を含有し、さらに、Cu、Ni及びCrよりなる群から選ばれる1種以上を合計で0.10～3.0%含有し、残部が鉄および不可避免的不純物からなり、さらに、Siの含有量〔Si〕とCの含有量〔C〕の比（〔Si〕／〔C〕）が1.0以上であり、フェライト・パーライト組織であることを特徴とする。

【0008】

特許文献2では、冷間加工性及び耐遅れ破壊性に優れたボルト用鋼を提案する。この文献に開示されたボルト用鋼は、C：0.15～0.35%、Si：0.1%以下、Mn：0.3～1.3%、P：0.01%以下、S：0.01%以下、Cr：0.5%未満、Ti：0.01～0.10%、Al：0.01～0.05%、B：0.0005～0.003%、並びに残部：Feおよび不可避不純物からなると共に、次式 $0.50 \leq [C] + 0.15[Si] + 0.2[Mn] + 0.11[Cr] \leq 0.60$ を満足することを特徴とする。

【0009】

特許文献3では、球状化焼鈍処理を施すことによって、十分な軟質化を実現できる冷間加工用機械構造用鋼を提案する。この文献に開示された機械構造用鋼は、C：0.2～0.6%、Si：0.01～0.5%、Mn：0.2～1.5%、P：0.03%以下、S：0.001～0.05%、Al：0.01～0.1%、N：0.015%以下、及びCr：0.5%超、2.0%以下を含有し、残部が鉄および不可避不純物であり、金属組織が、パーライトと初析フェライトを有し、全組織に対するパーライトと初析フェライトの合計面積率が90%以上であるとともに、初析フェライトの面積率Aが、 $A_e = (0.8 - C_{eq}) \times 96.75$ （ただし、 $C_{eq} = [C] + 0.1 \times [Si] + 0.06 \times [Mn] + 0.11 \times [Cr]$ ）と、 $A > A_e$ の関係を有し、初析フェライト及びパーライト中のフェライトの平均粒径が15～25 μmである。

【0010】

特許文献4では、疲労特性に優れた高強度鋼を提案する。この文献に開示された高強度鋼は、C：0.2～1.3%、Si：0.01～3.0%、Mn：0.2～3.0%を含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物からなり、炭素等量 C_{eq} （ただし、 $C_{eq} = [C] + [Si] / 15 + [Mn] / 10 + [Cr] / 11 + [Mo] / 7 + [V] / 5 + [Ni] / 45 + [Cu] / 45$ ）が0.8%以上であり、且つ室温から500℃に加熱する際に放出される水素量が0.3 ppm以下である。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0011】

【特許文献1】特開2012-162798号公報

【特許文献2】特開平9-104945号公報

【特許文献3】特開2013-227602号公報

【特許文献4】特開2001-234277号公報

【非特許文献】

【0012】

【非特許文献1】“Elements of Metallurgy and Engineering Alloys”, ed. by F. C. Campbell, ASM International, Materials Park, 2008, pp185-191.

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0013】

特許文献1に開示された鋼では、S i含有量をC含有量よりも高めて、マトリクスの強度をS iの固溶強化で確保しつつ、耐遅れ破壊性を向上する。しかしながら、高価なN iが必須元素となっているので、鋼材コストが高くなる。

【0014】

特許文献2に開示された鋼では、C、S i、M n、及びC rの総量の下限と上限とを規定して、冷間加工性を維持できる圧延材の強度と、調質処理後に所望の強度が得られる圧延材の強度とを規定する。しかしながら、鋼のC r含有量及びS i含有量が低いため、焼入れ性や、焼戻し後の軟化抵抗が低い場合がある。

【0015】

特許文献3に開示された鋼では、平衡状態を仮定して初析フェライトの面積率を推定し、それが既定の値以上になるようにして、冷間加工性の改善を図る。しかしながら、実際の製造工程は連続冷却であり、冷却速度も製造条件によって種々変化する。したがって、実操業において、冷間加工性が十分に得られない場合がある。

【0016】

特許文献4に開示された鋼では、炭素等量C e qの下限を規定するとともに、鋼材を室温から500℃まで加熱したときに放出される、鋼中に含まれていた水素含有量を0.3ppm以下にする。これにより、疲労特性の向上を図る。しかしながら、冷間加工性を確保する方法については開示されておらず、さらに、冷間鍛造調質品の耐水素脆化特性についても開示がない。

【0017】

本発明の目的は、優れた冷間加工性を有し、冷間鍛造及び調質処理された場合、高い強度及び優れた耐水素脆化特性を有する冷間鍛造調質品用圧延棒線を提供することである。

【課題を解決するための手段】

【0018】

本発明による冷間鍛造調質品用圧延棒線は、質量%で、C：0.22～0.40%、S i：0.35～1.5%、M n：0.20～0.40%、P：0.020%未満、S：0.015%未満、C r：0.70～1.45%、A l：0.005～0.060%、T i：0.01～0.05%、B：0.0003～0.0040%、N：0.0020～0.0080%、O：0.0020%以下、C u：0～0.50%、N i：0～0.30%、M o：0～0.05%、V：0～0.05%、N b：0～0.05%、C a：0～0.005%、及び、M g：0～0.005%を含有し、残部はF e及び不純物からなり、式(1)及び式(2)を満たす化学組成を有し、マトリクス組織は、初析フェライト及びパーライトからなり、700MPa以下の引張強度を有する。

$$0.50 \leq C + S i / 10 + M n / 5 + 5 C r / 22 \leq 0.85 \quad (1)$$

$$S i / M n > 1.0 \quad (2)$$

ここで、上記式における元素記号は、それぞれ対応する元素の含有量(質量%)が代入される。

【発明の効果】

【0019】

本発明による冷間鍛造調質品用圧延棒線は、優れた冷間加工性を有し、冷間鍛造及び調質処理された場合、高い強度及び優れた耐水素脆化特性を有する。

【図面の簡単な説明】

【0020】

【図1】図1は、実施例の小野式回転曲げ疲労試験で用いた、試験片の側面図である。

【図2】図2は、実施例の耐水素脆化特性評価試験で用いた、環状Vノッチ試験片の側面図である。

【発明を実施するための形態】

【0021】

本発明者らは、上記課題を解決するために種々の検討を行った。その結果、本発明者ら

10

20

30

40

50

は、次の知見を得た。

【0022】

(A) 冷間加工性を保ちながら、焼入れ性を確保し、かつ鋼材コストを抑えるためには、クロム鋼(JIS G 4053(2008))で規定された記号「SCr」)をベースにするのが好ましい。しかしながら、上記JIS規格で規定された機械構造用合金鋼の成分規格では、耐水素脆化特性が低い。

【0023】

(B) 冷間鍛造調質品の耐水素脆化特性を高めるためには、製造工程中の焼戻し温度を高めることが有効である。しかしながら、焼戻し温度を高めると、焼戻し軟化が生じる。焼戻し軟化抵抗を高めるためには、Si含有量を上記機械構造用合金鋼の成分規格よりも高めることが有効である。また、鋼中のMnはPの粒界偏析を助長して、粒界破壊を促進する。したがって、Mn含有量を上記機械構造用合金鋼の成分規格よりも低くすることが有効である。

10

【0024】

(C) 冷間鍛造調質品の引張強度を1000~1300MPaといった高強度とし、かつ、高い疲労強度を得るためには、十分な焼入れ性が必要である。しかしながら、焼入れ性が高すぎれば、冷間鍛造調質品の素材となる圧延棒線の冷間加工性が低下する。この場合、圧延棒線に対して伸線及び冷間鍛造等の冷間加工を実施する前に、圧延棒線の軟化を目的とした長時間の軟化熱処理を複数回実施しなければならない。そのため、Mo、V等の合金元素を多量に含有しなくても、製造コストが高くなる。したがって、長時間の軟化熱処理を複数回実施しなくても冷間加工が可能であり、かつ、上記高強度及び高い疲労強度が得られる焼入れ性を有する圧延棒線が望ましい。

20

【0025】

そこで、本発明による圧延棒線は、焼入れ性を確保しつつ、冷間加工性を維持するために、式(1)を満たす。

$$0.50 \leq C + Si / 10 + Mn / 5 + 5Cr / 22 \leq 0.85 \quad (1)$$

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

【0026】

$f_{n1} = C + Si / 10 + Mn / 5 + 5Cr / 22$ と定義する。C、Si、Mn、及びCrはいずれも、焼入れ性を高める元素である。したがって、 f_{n1} は、焼入れ性及び冷間加工性の指標となる。

30

【0027】

f_{n1} が低すぎれば、十分な焼入れ性が得られない。この場合、冷間鍛造調質品において、高い引張強度及び高い疲労強度が得られない。一方、 f_{n1} が高すぎれば、圧延棒線の焼入れ性が高くなりすぎる。この場合、ビレットを仕上げ圧延して圧延棒線を製造するとき、鋼中にベイナイトが生成して、強度及び硬さが高まり、冷間加工性が低下する。この場合、次工程の伸線工程、及び、冷間鍛造工程の前に、長時間の軟化熱処理を複数回実施しなければ、十分な冷間加工性が得られない。

【0028】

f_{n1} が式(1)を満たせば、優れた焼入れ性及び疲労強度を得つつ、長時間の軟化熱処理を複数回実施しなくても、十分な冷間加工性が得られる。

40

【0029】

(D) 冷間鍛造調質品の疲労強度及び耐水素脆化特性を高めるためには、鋼中の介在物を少なくする、又は、介在物を微細化するのが有効である。Cr含有量が1%程度の鋼の場合、鋼中のSi含有量のMn含有量に対する比を1よりも大きくすれば、つまり、式(2)が満たされれば、介在物が軟質な $MnO-SiO_2$ となる。この介在物は、圧延中にガラス化して延伸及び分断され、微細化される。そのため、疲労強度を低下する粗大な介在物が減少し、疲労強度が高まり、かつ、耐水素脆化特性が向上する。

$$Si / Mn > 1.0 \quad (2)$$

50

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

【0030】

以上の知見に基づいて完成した本発明による冷間鍛造調質品用圧延棒線は、質量%で、
C: 0.22~0.40%、Si: 0.35~1.5%、Mn: 0.20~0.40%、
P: 0.020%未満、S: 0.015%未満、Cr: 0.70~1.45%、Al: 0.005~0.060%、Ti: 0.01~0.05%、B: 0.0003~0.0040%、N: 0.0020~0.0080%、O: 0.0020%以下、Cu: 0~0.50%、Ni: 0~0.30%、Mo: 0~0.05%、V: 0~0.05%、Nb: 0~0.05%、Ca: 0~0.005%、及び、Mg: 0~0.005%を含有し、残部はFe及び不純物からなり、式(1)及び式(2)を満たす化学組成を有し、マトリクス組織は、初析フェライト及びパーライトからなり、700MPa以下の引張強度を有する。

$$0.50 \leq C + Si / 10 + Mn / 5 + 5Cr / 22 \leq 0.85 \quad (1)$$

$$Si / Mn > 1.0 \quad (2)$$

ここで、式(1)及び式(2)における各元素記号は、対応する元素の含有量(質量%)が代入される。

【0031】

ここで、冷間鍛造調質品とは、冷間鍛造され、調質処理(焼入れ及び焼戻し)された部品を意味する。また、圧延棒線とは、熱間圧延まま(いわゆるアズロール材)の棒鋼又は線材を意味する。

【0032】

上記化学組成は、Cu: 0.02~0.50%、Ni: 0.01~0.30%、Mo: 0.005~0.05%、及び、V: 0.005~0.05%からなる群から選択される1種又は2種以上を含有してもよい。

【0033】

上記化学組成は、Nb: 0.0015~0.05%を含有してもよい。

【0034】

上記化学組成は、Ca: 0.0005~0.005%、及び、Mg: 0.0005~0.005%からなる群から選択される1種又は2種を含有してもよい。

【0035】

上述の冷間鍛造調質品用圧延棒線の製造方法は、分塊圧延工程と、仕上げ圧延工程とを備える。分塊圧延工程は、上述の化学組成を有する素材を1200℃以上の温度に加熱した後、分塊圧延を実施してビレットを製造する。仕上げ圧延工程は、ビレットを1050℃以下の温度に加熱した後、仕上げ圧延を実施して圧延棒線を製造する。仕上げ圧延工程は、ビレットの温度が750~850℃の範囲において、式(3)で定義される加工速度Zを5~15/秒としてビレットを仕上げ圧延して圧延棒線を製造する工程と、圧延完了直後から500℃までの冷却速度を0.2~5.0℃/秒として、圧延棒線冷却する工程とを含む。

$$Z = -\ln(1-R) / t \quad (3)$$

ここで、式(3)中のRは仕上げ圧延での断面減少率(%)であり、式(4)で定義される。tは仕上げ圧延時間(秒)である。

$$R = (A_0 - A) / A_0 \quad (4)$$

式(4)中のA₀は、仕上げ圧延前のビレットの断面積(mm²)であり、Aは、仕上げ圧延後の圧延棒線の断面積(mm²)である。

【0036】

以下、本発明による冷間鍛造調質品用圧延棒線について詳述する。元素に関する「%」は、特に断りがない限り、質量%を意味する。

【0037】

[化学組成]

本発明の冷間鍛造調質品用圧延棒線の化学組成は、次の元素を含有する。

10

20

30

40

50

【0038】

C : 0.22 ~ 0.40 %

炭素 (C) は、鋼の強度を高める。C 含有量が 0.22 % 未満であれば、この効果が得られない。一方、C 含有量が 0.40 % を超えれば、鋼材の冷間加工性が低下する。したがって、C 含有量は 0.22 ~ 0.40 % である。焼入れ性をさらに高める場合の C 含有量の好ましい下限は 0.26 % である。C 含有量の好ましい下限は 0.24 % であり、さらに好ましくは 0.26 % である。冷間加工性をさらに高める場合の C 含有量の好ましい上限は 0.35 % である。

【0039】

Si : 0.35 ~ 1.5 %

シリコン (Si) は、鋼を脱酸する。Si はさらに、フェライトに固溶して鋼材を強化する。Si はさらに、セメンタイトの析出を抑制し、鋼材の焼戻し軟化抵抗を高める。

【0040】

Si はさらに、次の効果を有する。脱酸生成物の $MnO-SiO_2$ の融点は 1250 °C 程度と低い。そのため、 $MnO-SiO_2$ は凝固前の溶湯中では液体であり、凝固後に、ガラス化した軟質の介在物となる。 $MnO-SiO_2$ は、熱間圧延中に延伸及び分断されて微細化する。このため、疲労強度及び耐水素脆化特性を阻害する粗大介在物が低減し、疲労強度及び耐水素脆化特性が高まる。

【0041】

適正な $MnO-SiO_2$ を生成し、かつ、調質処理後の焼戻し軟化抵抗を高めるためには、JIS 規格のクロム鋼で規定されている Si 含有量 (0.15 ~ 0.35 %) では不十分である。具体的には、Si 含有量が 0.35 % 未満であれば、上記効果が得られない。一方、Si 含有量が 1.5 % を超えれば、鋼材の強度が高くなりすぎて、冷間加工性が低下する。したがって、Si 含有量は 0.35 ~ 1.5 % である。Si 含有量の好ましい下限は 0.36 % であり、さらに好ましくは 0.38 % である。冷間加工性をさらに高める場合、Si 含有量の好ましい上限は 1.0 % 未満である。

【0042】

Mn : 0.20 ~ 0.40 %

マンガン (Mn) は、鋼材の焼入れ性を高めたり、靱性を高める。Mn 含有量が 0.20 % 未満である場合、これらの効果が得られない。一方、Mn 含有量が高すぎれば、調質処理を実施した場合に、Mn が粒界に偏析して粒界破壊を助長する場合がある。さらに、適正な $MnO-SiO_2$ が得られにくい。そのため、耐水素脆化特性が低下する。JIS 規格のクロム鋼で規定されている Mn 含有量 (0.60 ~ 0.85 %) では、偏析による粒界破壊を抑制しにくく、適正な $MnO-SiO_2$ が得られにくい。したがって、Mn 含有量は 0.20 ~ 0.40 % である。Mn 含有量の好ましい下限は 0.22 % であり、好ましい上限は 0.35 % である。

【0043】

P : 0.020 % 未満

燐 (P) は不純物である。P はオーステナイト粒界に偏析しやすく、調質処理後、焼き割れや粒界破壊の原因となる。したがって、P 含有量は 0.020 % 未満である。P 含有量の好ましい上限は 0.010 % 未満である。P 含有量はなるべく低い方が好ましい。

【0044】

S : 0.015 % 未満

硫黄 (S) は不純物である。S は硫化物を形成して冷間加工性を低下する。したがって、S 含有量は 0.015 % 未満である。S 含有量はなるべく低い方が好ましい。

【0045】

Cr : 0.70 ~ 1.45 %

クロム (Cr) は、鋼材の焼入れ性を高める。Cr 含有量が 0.70 % 未満であれば、この効果が得られない。一方、Cr 含有量が 1.45 % を超えれば、焼入れ性が高くなりすぎて熱間圧延後の冷却中にベイナイトが生成する。この場合、鋼の強度が過剰に高くな

10

20

30

40

50

り、圧延棒線の冷間加工性が低下する。したがって、Cr含有量は0.70～1.45%である。Cr含有量の好ましい下限は0.90%であり、好ましい上限は1.20%である。

【0046】

Al：0.005～0.060%

アルミニウム（Al）は鋼を脱酸する。Alはさらに、Nと結合してAlNを形成し、Nを固定する。Alはさらに、AlN粒子のピンニング効果により、加熱時のオーステナイト粒の粗大化を抑制する。Al含有量が0.005%未満であれば、これらの効果が得られない。一方、Al含有量が0.060%を超えれば、 Al_2O_3 が過剰に生成して冷間加工性が低下する。したがって、Al含有量は0.005～0.060%である。冷間加工性を高める場合、Al含有量の好ましい上限は0.050%であり、さらに好ましくは0.045%である。本発明による冷間鍛造調質品用圧延棒線の化学組成において、Al含有量は、鋼中に含有する全Al量を意味する。

【0047】

Ti：0.01～0.05%

チタン（Ti）は、Nと結合してTiNを形成し、Nを固定する。Tiはさらに、TiN粒子のピンニング効果により、加熱時のオーステナイト粒の粗大化を抑制する。Ti含有量が0.01%未満であれば、これらの効果が得られない。一方、Ti含有量が0.05%を超えれば、Ti（C，N）が多く析出して、鋼材の強度が過剰に高くなる。この場合、鋼の冷間加工性が低下する。したがって、Ti含有量は0.01～0.05%である。Ti含有量の好ましい下限は0.015%である。Ti含有量の好ましい上限は0.045%である。

【0048】

B：0.0003～0.0040%

ボロン（B）は鋼の焼入れ性を高める。Bはさらに、Pの粒界偏析を抑制して、鋼の耐水素脆化特性を高める。B含有量が0.0003%未満であれば、これらの効果が得られない。一方、B含有量が0.0040%を超えれば、焼入れ性向上の効果が飽和する。さらに、粗大なBNが生成して冷間加工性及び靱性が低下する。したがって、B含有量は0.0003～0.0040%である。Bが固溶Nと結合してBNを形成する場合、固溶B量が低下するため、焼入れ性が低下する。固溶B量を十分に確保し、焼入れ性をさらに高めるためのB含有量の好ましい下限は0.0005%であり、さらに好ましくは0.0010%である。冷間加工性及び靱性の低下をさらに抑制するためのB含有量の好ましい上限は0.0030%であり、さらに好ましくは0.0025%である。

【0049】

N：0.0020～0.0080%

窒素（N）は、鋼中のAlやTiと結合して窒化物を生成し、加熱時のオーステナイト粒の粗大化を抑制する。N含有量が0.0020%未満であれば、この効果が得られない。一方、N含有量が0.0080%を超えれば、BNが過剰に生成し、固溶B量が低下する。この場合、鋼の焼入れ性が低下する。したがって、N含有量は0.0020～0.0080%である。N含有量の好ましい下限は0.0022%である。焼入れ性をさらに高めるためのN含有量の好ましい上限は0.0070%未満であり、さらに好ましくは0.0060%である。

【0050】

O：0.0020%以下

酸素（O）は不純物である。Oは酸化物を形成して冷間加工性を低下する。O含有量が0.0020%を超えれば、酸化物が多量に生成するとともに、MnSが粗大化して、冷間加工性が顕著に低下する。したがって、O含有量は0.0020%以下である。O含有量の好ましい上限は0.0018%である。O含有量はなるべく低い方が好ましい。

【0051】

本発明による冷間鍛造調質品用圧延棒線の化学組成の残部は、Fe及び不純物からなる

。ここで、不純物とは、上記圧延棒線を工業的に製造する際に、原料としての鉱石、スクラップ、又は製造環境などから混入されるものであって、本発明に悪影響を与えない範囲で許容されるものを意味する。

【0052】

[任意元素について]

上述の冷間鍛造調質品用圧延棒線はさらに、Feの一部に代えて、Cu、Ni、Mo、及びVからなる群から選択される1種又は2種以上を含有してもよい。これらの元素はいずれも任意元素であり、鋼の焼入れ性を高める。

【0053】

Cu：0～0.50%

銅(Cu)は任意元素であり、含有されなくてもよい。含有される場合、Cuは鋼の焼入れ性を高める。しかしながらCu含有量が0.50%を超えれば、焼入れ性が高くなりすぎてベイナイトが生成しやすくなる。この場合、冷間加工性が低下する。したがって、Cu含有量は0～0.50%である。上記効果を有効に得るためのCu含有量の好ましい下限は0.02%であり、さらに好ましくは0.05%である。冷間加工性を高める場合、Cu含有量の好ましい上限は0.30%であり、さらに好ましくは0.20%である。

【0054】

Ni：0～0.30%

ニッケル(Ni)は任意元素であり、含有されなくてもよい。含有される場合、Niは鋼の焼入れ性を高め、さらに、粒界強度も高める。しかしながら、Ni含有量が0.30%を超えれば、その効果が飽和し、鋼材コストも高くなる。したがって、Ni含有量は0～0.30%である。上記効果を有効に得るためのNi含有量の好ましい下限は0.01%であり、さらに好ましくは0.03%である。冷間加工性を高める場合、Ni含有量の好ましい上限は0.20%であり、さらに好ましくは0.10%である。

【0055】

Mo：0～0.05%

モリブデン(Mo)は任意元素であり、含有されなくてもよい。含有される場合、Moは鋼の焼入れ性を高める。しかしながら、Mo含有量が0.05%を超えれば、焼入れ性が高くなりすぎて、ベイナイト及びマルテンサイトが生成しやすくなる。この場合、鋼の冷間加工性が低下する。したがって、Mo含有量は0～0.05%である。上記効果を有効に得るためのMo含有量の好ましい下限は0.005%である。Mo含有量の好ましい上限は0.03%であり、さらに好ましくは0.02%である。

【0056】

V：0～0.05%

バナジウム(V)は任意元素であり、含有されなくてもよい。含有される場合、Vは鋼の焼入れ性を高める。Vはさらに、炭化物、窒化物又は炭窒化物を形成して鋼の強度を高める。しかしながら、V含有量が0.05%を超えれば、炭化物等が粗大化して冷間加工性を低下する。したがって、V含有量は0～0.05%である。上記効果を有効に得るためのV含有量の好ましい下限は0.005%である。冷間加工性を高める場合、V含有量の好ましい上限は0.03%であり、さらに好ましくは0.02%である。

【0057】

本発明による冷間鍛造調質品用圧延棒線の化学組成はさらに、Feの一部に代えて、Nbを含有してもよい。

【0058】

Nb：0～0.05%

ニオブ(Nb)は任意元素であり、含有されなくてもよい。含有される場合、NbはC及びNと結合して、炭化物、窒化物又は炭窒化物を形成し、結晶粒を微細化する。Nbはさらに、本発明の圧延棒線を用いて製造した冷間鍛造調質品の耐水素脆化特性を高める。しかしながら、Nb含有量が0.05%を超えれば、粗大な炭化物等が生成して圧延棒線の冷間加工性が低下する。したがって、Nb含有量は0～0.05%である。上記効果を

有効に得るためのNb含有量の好ましい下限は0.0015%である。Nb含有量の好ましい上限は0.04%であり、さらに好ましくは0.03%である。

【0059】

本発明による冷間鍛造調質品用圧延棒線の化学組成はさらに、Feの一部に代えて、Ca及びMgからなる群から選択される1種以上を含有してもよい。これらの元素はいずれも任意元素であり、鋼材の異方性を低減し、冷間加工性を向上させる。

【0060】

Ca：0～0.005%

カルシウム(Ca)は任意元素であり、含有されなくてもよい。含有される場合、Caは、CaS又は(Mn, Ca)Sを生成して、MnSを球状化する。これにより、鋼材の異方性を低減し、さらに、冷間加工性を高める。しかしながら、Ca含有量が0.005%を超えれば、その効果が飽和し、さらに、鋼材コストも高くなる。したがって、Ca含有量は0～0.005%である。上記効果を有効に得るためのCa含有量の好ましい下限は0.0005%であり、さらに好ましくは0.0010%である。Ca含有量の好ましい上限は0.004%であり、さらに好ましくは0.003%である。

【0061】

Mg：0～0.005%

マグネシウム(Mg)は任意元素であり、含有されなくてもよい。含有される場合、Mgは、炭化物や硫化物を生成してMnSの晶出核として働き、MnSを均一かつ微細な分散を促進する。さらに、MgOを含有するMnSは変形能が低く、延伸しにくい。そのため、鋼材の異方性が低減し、冷間加工性が高まる。しかしながら、Mg含有量が0.005%を超えれば、過剰なMgOが生成し、鋼材の被削性を低下する。したがって、Mg含有量は0～0.005%である。上記効果を有効に得るためのMg含有量の好ましい下限は0.0005%であり、さらに好ましくは0.0010%である。Mg含有量の好ましい上限は0.004%であり、さらに好ましくは0.003%である。

【0062】

[式(1)について]

本発明による冷間鍛造調質品用圧延棒線の化学組成はさらに、式(1)を満たす。

$$0.50 \leq C + Si / 10 + Mn / 5 + 5Cr / 22 \leq 0.85 \quad (1)$$

式(1)中の各元素記号には、対応する元素の含有量(質量%)が代入される。

【0063】

$f_{n1} = C + Si / 10 + Mn / 5 + 5Cr / 22$ は、鋼材の強度及び冷間加工性の指標である。 f_{n1} は鋼材の炭素当量を示す。 f_{n1} が低すぎれば、十分な焼入れ性が得られず、引張強度及び疲労強度が得られない。一方、 f_{n1} が高すぎれば、焼入れ性が高くなりすぎる。この場合、圧延棒線が圧延されたとき、ベイナイト及び／又はマルテンサイトが生成され、鋼の強度及び硬さが高くなりすぎ、冷間加工性が低下する。この場合、圧延棒線を用いて次工程の伸線工程、及び、冷間鍛造工程を実施する前に、圧延棒線に対して、長時間の軟化熱処理を複数回実施しなければ、十分な冷間加工性が得られない。 f_{n1} が0.50～0.85であれば、優れた焼入れ性を得つつ、長時間の軟化熱処理を実施しなくても、十分な冷間加工性が得られる。 f_{n1} の好ましい下限は0.55である。 f_{n1} の好ましい上限は0.80である。

【0064】

[式(2)について]

本発明による冷間鍛造調質品用圧延棒線の化学組成はさらに、式(2)を満たす。

$$Si / Mn > 1.0 \quad (2)$$

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

【0065】

$f_{n2} = Si / Mn$ と定義する。Si及びMnは、脱酸の過程で $MnO-SiO_2$ を生成する。 $MnO-SiO_2$ は、融点が1250℃程度である。そのため、凝固前の溶湯中では液体であるが、凝固後の鋼片中では固体となり、ガラス化した軟質の介在物となる。

この介在物は、熱間圧延中に延伸及び分断されて微細化される。そのため、疲労強度が向上し、耐水素脆化特性が向上する。微細な $MnO-SiO_2$ を得るためには、 Si の Mn に対する比率を適正に制御する必要がある。この指標が f_{n2} である。

【0066】

f_{n2} が増加するほど、上記圧延棒線を用いて製造された冷間鍛造調質品の疲労強度及び耐水素脆化特性が高まる。そして、 f_{n2} が 1.0 を超えると、JIS 規格の SCM435 よりも顕著に耐水素脆化特性が優れる。したがって、式 (2) に示すとおり、 $f_{n2} > 1.0$ である。 f_{n2} の好ましい下限は 1.2 である。

【0067】

[マトリクス組織及び引張強度]

本発明による冷間鍛造調質品用圧延棒線のマトリクス組織は、初析フェライトとパーライトとからなる。本明細書でいう「マトリクス組織が初析フェライトとパーライトとからなる」とは、マトリクス組織において、初析フェライトとパーライトとの総面積率が 90% 以上であることを意味する。さらに、本発明による冷間鍛造調質品用圧延棒線の引張強度は 700 MPa 以下である。

【0068】

上記マトリクス組織及び引張強度により、本発明の冷間鍛造調質品用圧延棒線は、優れた冷間加工性を有する。なお、引張強度の下限はとくに限定されないが、たとえば 500 MPa である。

【0069】

マトリクス組織は次の方法で測定される。圧延棒線の $R/2$ 部 (R は棒線の中心軸から外周面までの距離) からサンプルを採取する。採取されたサンプルの表面のうち、圧延棒線の圧延方向に垂直な面を観察面とする。観察面を研磨した後、3% 硝酸アルコール (ナイトアル腐食液) にてエッチングする。エッチングされた観察面を 500 倍の光学顕微鏡にて観察して、任意の 5 視野の写真画像を生成する。

【0070】

各視野において、初析フェライト、パーライト、ベイナイト、マルテンサイト等の各相は、相ごとにコントラストが異なる。したがって、コントラストに基づいて、各相を特定する。特定された相のうち、各視野での初析フェライトの面積 (μm^2) と、パーライトの面積 (μm^2) とを求める。全ての視野での初析フェライトの面積とパーライトの面積との総和の、全ての視野の総面積に対する比を、初析フェライト及びパーライトの総面積率 (%) と定義する。

【0071】

[圧延棒線の好ましい外径]

好ましくは、圧延棒線の直径は、臨界直径 D_C 以下である。ここで、臨界直径 D_C (mm) は、以下の式 (A) で定義される。

$$D_C = 4 \times (0.70 Si + 1.0) \times (3.33 Mn + 1.0) \times (2.16 Cr + 1.0) \quad (A)$$

ここで、各元素記号には、対応する元素の含有量 (質量%) が代入される。

【0072】

焼入れ性の予測については、たとえば非特許文献 1 に記載されている。本発明と整合する鋼材の一例を想定する。C 含有量が 0.3%、オーステナイト粒の粒度番号が No. 8 の丸棒の基準直径 D_B は約 0.165 インチ (約 4 mm) である。ここで、基準直径 D_B とは、C 含有量のみで得られる臨界直径 (丸棒中心部が 50% マルテンサイトになる直径) を意味する。基準直径 D_B を利用して、臨界直径 D_C を定義する。

【0073】

合金元素による焼入れ性の向上効果 (焼入性倍数) を勘案した臨界直径 D_C は、 $D_C = D_B \times f(Si) \times f(Mn) \times f(Cr)$ 、で表わされる。ここで、 $f(X)$ は、合金元素 X の含有量 X の関数で、各合金元素に特有の焼入れ性倍数と呼ばれる。本発明では、非特許文献 1 に記載の数値を用いて、次の式で定義する。

$$f(Si) = 0.70Si + 1.0$$

$$f(Mn) = 3.33Mn + 1.0$$

$$f(Cr) = 2.16Cr + 1.0$$

したがって、本発明において、焼入れ性が確保された圧延棒線の臨界直径 D_C は、次の式 (A) で定義される。

$$D_C = 4 \times (0.70Si + 1.0) \times (3.33Mn + 1.0) \times (2.16Cr + 1.0) \quad (A)$$

【0074】

圧延棒線の直径が臨界直径 D_C 以下であれば、さらに十分な焼入れ性が得られる。

【0075】

〔製造方法〕

〔冷間鍛造調質品用圧延棒線の製造方法〕

本発明による冷間鍛造調質品用圧延棒線の製造方法の一例について説明する。本実施形態の圧延棒線の製造方法は、ビレットを製造する工程（分塊圧延工程）と、製造されたビレットを棒線に圧延する工程（仕上げ圧延工程）とを含む。以下、各工程について詳述する。

【0076】

〔分塊圧延工程〕

初めに、上記化学組成を有する素材を準備する。たとえば、素材は次の方法で製造される。上述の化学組成を有する溶鋼を、転炉及び電気炉等を用いて製造する。溶鋼を用いて連続鋳造法により鋳片を製造する。又は、溶鋼を用いて造塊法によりインゴットを製造する。

【0077】

準備された素材（鋳片、インゴット）を加熱後、分塊圧延機を用いて分塊圧延し、必要に応じて、分塊圧延後に連続圧延機でさらに圧延して、ビレットを製造する。連続圧延機では、水平ロールスタンド、垂直ロールスタンドが交互に一行に配列されており、各スタンドの圧延ロールに形成された孔型を用いて素材を圧延して、ビレットにする。

【0078】

分塊圧延前の素材の好ましい加熱温度は 1200°C 以上である。加熱温度が 1200°C 以上であれば、素材の凝固時に生成した $Ti(C, N)$ や TiC といった粗大炭窒化物、炭化物が加熱時に固溶する。粗大な炭窒化物が抑制されるため、圧延棒線の冷間加工性が高まる。

【0079】

〔仕上げ圧延工程〕

分塊圧延工程により製造されたビレットに対してさらに熱間圧延を実施して、冷間鍛造調質品用圧延棒線を製造する。

【0080】

初めに、ビレットを加熱炉に装入して、加熱する。好ましい加熱温度は 1050°C 以下である。製品圧延時の加熱温度が高すぎれば、分塊圧延工程後に析出した微細な炭化物及び炭窒化物が再び固溶する。この場合、仕上げ圧延後の冷却時のフェライト変態時に、炭化物及び炭窒化物が整合析出する。析出した炭窒化物及び炭化物は製品圧延後の鋼の強度を高め、冷間加工性を低下する。加熱温度が 1050°C 以下であれば、加熱時に炭化物及び炭窒化物の過剰な固溶が抑制されるため、冷間加工性をさらに高めることができる。

【0081】

加熱されたビレットを用いて、仕上げ圧延機列で仕上げ圧延（熱間圧延）して所定の径の棒線にする。仕上げ圧延機列は、一行に配列された複数のスタンドを含む。各スタンドは、パスライン周りに配置された複数のロールを含む。各スタンドの圧延ロールに形成された孔型を用いてビレットを圧延して、圧延棒線を製造する。

【0082】

仕上げ圧延機列を利用した仕上げ圧延での製造条件は次のとおりである。

【0083】

仕上げ温度：750～850℃

仕上げ温度は、仕上げ圧延機列の複数のスタンドのうち、最後にビレットを圧下するスタンド（以下、仕上げスタンドという）の出側でのビレットの表面温度（℃）を意味する。仕上げ温度は、仕上げスタンドの出側に配置された赤外線放射温度計を用いてビレットの表面温度を測定して求める。

【0084】

仕上げ温度が750℃未満である場合、未再結晶のオーステナイト粒からフェライト変態が始まり、冷却後のマトリクス組織が微細になりすぎる。この場合、鋼の引張強度が700MPaを超え、冷間加工性が低下する。一方、仕上げ温度が850℃を超える場合、再結晶後のオーステナイト粒が粗大化し、フェライト変態の開始温度が低くなる。そのため、冷却後の初析フェライトの面積率が小さくなる。さらに、ベイナイト等の硬質組織が生成する場合もある。その結果、鋼の引張強度が700MPaを超え、冷間加工性が低下する。

10

【0085】

仕上げ温度が750～850℃であれば、後述の冷却条件を満たすことを条件として、マトリクス組織は初析フェライト及びパーライトからなる。具体的には、マトリクス組織における初析フェライト及びパーライトの総面積が90%以上になる。

【0086】

加工速度Z：5～15／秒

加工速度Z（／秒）は式（3）で定義される。

$$Z = -\ln(1-R) / t \quad (3)$$

式（3）中のRは仕上げ圧延機列による仕上げ圧延での断面減少率（%）である。tは仕上げ圧延時間（秒）である。

20

【0087】

断面減少率Rは式（4）で定義される。

$$R = (A_0 - A) / A_0 \quad (4)$$

式（4）中の A_0 は、仕上げ圧延前のビレットの断面積（ mm^2 ）であり、Aは、仕上げ圧延後の棒線の断面積（ mm^2 ）である。

【0088】

仕上げ圧延時間tは、ビレットが仕上げ圧延機列を通過する時間であり、仕上げ圧延機列の最初のスタンド（圧延機）から最後のスタンド（圧延機）までの距離（m）をビレットの平均搬送速度（m／秒）で除した値（秒）である。

30

【0089】

加工速度Zが5～15／秒であれば、冷却後のマトリクス組織が微細になりにくく、棒線の引張強度を700MPa以下とすることができる。その結果、冷間加工性が高まる。

【0090】

仕上げ圧延後500℃までの冷却速度：0.2～5℃／秒

仕上げ圧延後、圧延棒線の表面温度が500℃になるまでの間の冷却速度は0.2～5℃／秒である。冷却速度が5℃を超えれば、鋼中に硬質のベイナイト等が生成しやすくなり、圧延棒線の引張強度が700MPaを超える。冷却速度の下限は特に限定されないが、実際の生産操業を考慮すれば、冷却速度の下限はたとえば0.2℃／秒である。

40

【0091】

以上の製造工程により、本発明の冷間鍛造品用圧延棒線が製造される。つまり、冷間鍛造品用圧延棒線は、いわゆる圧延まま材（アズロール材）である。冷間鍛造品用圧延棒線のマトリクス組織は初析フェライト及びパーライトからなり、引張強度は700MPa以下となる。そのため、冷間加工性に優れる。

【0092】

〔冷間鍛造調質品の製造方法〕

上述の圧延棒線を用いた冷間鍛造調質品の製造方法の一例として、ボルトの製造方法を

50

説明する。本製造方法は、伸線工程、冷間鍛造工程、及び、調質処理工程（焼入れ及び焼戻し工程）を含む。以下、それぞれの工程について説明する。

【0093】

〔伸線工程〕

初めに、上述の圧延棒線に対して伸線加工を実施して鋼線を製造する。伸線加工は、一次伸線のみであってもよいし、二次伸線等、複数回の伸線加工を実施してもよい。伸線時において、線材の表面に潤滑被膜を形成する。潤滑被膜はたとえば、リン酸塩被膜や非リン系の潤滑被膜である。

【0094】

〔冷間鍛造工程〕

伸線後の鋼線を所定の長さに切断して、切断された鋼線に対して冷間鍛造を実施して冷間鍛造品（ここではボルト）を製造する。

【0095】

〔軟化熱処理について〕

従前の冷間鍛造品の製造方法では、引張強度が高すぎる棒線の軟化を目的として、伸線加工前及び冷間鍛造前に、軟化熱処理を複数回実施している。しかしながら、本発明による圧延棒線では、式（1）を満たすことにより、冷間加工性に優れる。そのため、軟化熱処理を省略、又は、簡素化できる。

【0096】

〔調質処理工程（焼入れ及び焼戻し工程）〕

冷間鍛造品に対して、周知の条件で調質処理（焼入れ及び焼戻し）を実施して、冷間鍛造調質品を製造する。上述の圧延棒線の焼入れ性は高いため、調質処理を実施することにより、高強度の冷間鍛造調質品が得られる。具体的には、焼入れ温度及び焼戻し温度を適宜調整することにより、1000～1300MPaの引張強度を有する冷間鍛造調質品を製造できる。

【0097】

以上の製造工程により製造された冷間鍛造調質品は、高強度を有し、かつ、優れた耐水素脆化特性を有する。

【実施例1】

【0098】

表1の化学組成を有する溶鋼を製造した。

【0099】

10

20

30

【表 1】

TABLE 1

鋼種	化学組成 (単位は質量%、残部はFe及び不純物)																		fn1	fn2
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al	Ti	B	N	O	Cu	Ni	Mo	V	Nb	Ca	Mg		
a	0.31	0.42	0.33	0.009	0.010	1.06	0.036	0.021	0.0025	0.0044	0.0013	-	-	-	-	-	-	-	0.66	1.27
b	0.37	0.41	0.39	0.008	0.011	1.16	0.038	0.019	0.0019	0.0032	0.0012	-	-	-	-	-	-	-	0.75	1.05
c	0.26	0.65	0.25	0.006	0.009	1.05	0.040	0.024	0.0030	0.0039	0.0014	-	-	-	-	-	-	-	0.61	2.60
d	0.35	0.80	0.34	0.012	0.010	1.21	0.039	0.022	0.0027	0.0041	0.0013	0.02	0.04	0.040	-	-	-	-	0.77	2.35
e	0.31	0.65	0.24	0.011	0.005	1.21	0.031	0.020	0.0024	0.0041	0.0016	0.02	0.06	0.050	0.03	-	-	-	0.70	2.71
f	0.29	0.41	0.31	0.010	0.009	1.42	0.032	0.020	0.0024	0.0040	0.0015	0.02	0.03	0.020	0.01	0.03	-	-	0.72	1.32
g	0.31	0.42	0.33	0.009	0.010	1.06	0.036	0.021	0.0025	0.0044	0.0013	-	-	-	-	-	0.003	-	0.66	1.27
h	0.31	0.42	0.33	0.009	0.010	1.06	0.036	0.021	0.0025	0.0044	0.0013	-	-	-	-	-	-	0.002	0.66	1.27
i	0.35	0.80	0.34	0.012	0.010	1.21	0.039	0.022	0.0027	0.0041	0.0013	0.02	0.04	0.040	-	-	0.003	0.002	0.77	2.35
j	0.33	0.65	0.55	0.011	0.009	0.92	0.028	0.026	0.0031	0.0040	0.0018	-	-	-	-	-	-	-	0.71	1.18
k	0.23	0.41	0.26	0.010	0.014	0.72	0.031	0.024	0.0023	0.0038	0.0014	-	-	-	-	-	-	-	0.49	1.58
l	0.39	1.25	0.39	0.010	0.005	1.26	0.032	0.021	0.0015	0.0040	0.0013	-	-	-	-	-	-	-	0.88	3.21
m	0.34	0.36	0.38	0.011	0.009	0.74	0.028	0.018	0.0022	0.0061	0.0015	-	-	-	-	-	-	-	0.62	0.95
n	0.29	0.35	0.40	0.010	0.003	0.75	0.032	0.022	0.0019	0.0040	0.0014	-	-	0.018	-	-	-	-	0.58	0.88
o	0.36	0.24	0.66	0.008	0.006	1.04	0.046	0.003	-	0.0060	0.0019	0.02	0.02	0.220	-	-	-	-	0.75	0.36

表 1 を参照して、鋼種 o は J I S G 4 0 5 3 (2 0 0 8) の S C M 4 3 5 に相当する化学組成を有した。

【 0 1 0 1 】

各鋼種の溶鋼を用いてブルームを製造した。ブルームを 1 2 5 0 ℃で加熱した後、分塊圧延を実施して、横断面が 1 6 2 mm × 1 6 2 mm のビレットを製造した（分塊圧延工程）。ビレットを 1 0 3 0 ～ 1 0 5 0 ℃に加熱して仕上げ圧延を実施し、直径 2 0 mm の丸棒を製造した（仕上げ圧延工程）。仕上げ圧延温度は 7 5 0 ～ 7 8 0 ℃であり、加工速度は 5 ～ 1 5 / 秒であった。仕上げ圧延後、表面温度が 5 0 0 ℃になるまでの冷却速度は 0 . 2 ～ 5 . 0 ℃ / 秒であった。以上の製造工程により製造された丸棒に対して、次の評価試験を実施した。

10

【 0 1 0 2 】

〔ミクロ組織観察試験〕

各試験番号の丸棒を圧延方向と垂直な方向に切断し、切断面の R / 2 部（丸棒の中心軸と外周面とを結ぶ線分の中心部分）からサンプルを採取した。上記切断面が観察面になるように樹脂埋めし、鏡面研磨を行った。その後、上述の方法でミクロ組織観察を実施して、初析フェライト及びパーライトの総面積率（%）を求めた。求めた結果を表 2 に示す。表 2 中の「F + P」は、マトリクス組織が初析フェライト及びパーライトからなり、初析フェライト及びパーライトの総面積率が 9 0 % 以上であることを意味する。「F + B」は、マトリクス組織が初析フェライトとベイナイトからなることを意味する。「F + P + B」は、マトリクス組織が初析フェライト、パーライト、及び、ベイナイトからなることを意味する。

20

【 0 1 0 3 】

【表 2】

TABLE 2

試験 番号	鋼種	fn1	fn2	組織	TS (MPa)	冷間 加工性 (限界圧縮率%)	調質処理		焼戻し後 硬さ (HV)	疲労強度 (MPa)	HR= Hc/Href	備考
							焼入れ 温度 (°C)	焼戻し 温度 (°C)				
1	a	0.66	1.27	F+P	620	○(60)	880	530	380	580	1.38	本発明例
2	b	0.75	1.05	F+P	680	○	880	550	370	570	1.40	本発明例
3	c	0.61	2.60	F+P	605	○	900	520	380	570	1.44	本発明例
4	d	0.77	2.35	F+P	685	○(65)	890	560	360	550	1.50	本発明例
5	e	0.70	2.71	F+P	650	○	880	560	370	580	1.54	本発明例
6	f	0.72	1.32	F+P	660	○	900	520	380	580	1.47	本発明例
7	g	0.66	1.27	F+P	620	○(70)	880	530	380	580	1.38	本発明例
8	h	0.66	1.27	F+P	620	○(70)	880	530	380	580	1.38	本発明例
9	i	0.77	2.35	F+P	685	○(75)	890	560	360	570	1.50	本発明例
10	j	0.71	1.18	F+P	650	○	900	520	380	570	0.95	比較例
11	k	0.49	1.58	F+P	530	○	880	435	290	450	-	比較例
12	l	0.88	3.21	F+B	940	×	900	550	390	590	1.35	比較例
13	m	0.62	0.95	F+P	620	○	900	550	360	500	0.98	比較例
14	n	0.58	0.88	F+P	605	×	900	530	330	460	0.95	比較例
15	o	0.75	0.36	F+P	690	×	880	520	340	480	1.00	比較例

〔引張試験〕

各試験番号の丸棒の中心位置から、J I S Z 2241 (2011) に規定される 14 A 号試験片を採取した。試験片の長手方向は線材の圧延方向であり、平行部の直径は 6 mm、標点距離は 30 mm であった。採取した試験片に対して、室温 (25℃) で引張試験を実施して、引張強度 T S (M P a) を求めた。得られた引張強度 T S を表 2 に示す。引張強度が 700 M P a 以下であれば、優れた冷間加工性を有すると判断した。

【0105】

〔冷間加工性評価試験〕

各試験番号の丸棒の中心位置から、円柱状試験片を採取した。円柱状試験片の直径は 14 mm であり、長さは 21 mm であった。円柱状試験片の長手方向は、丸棒の長手方向と平行であった。

【0106】

円柱状試験片を用いて、大気中室温 (25℃) にて、変形速度 2 mm / 分 (ひずみ速度に換算すると、 10^{-3} / 秒) で圧縮試験を実施した。高さ方向の変化分から計算した圧縮率が 60 % になるまで圧縮を実施し、その後、除荷した。試験後の円柱状試験片の表面を 10 倍のルーペを用いて目視で観察し、割れの有無を確認した。割れが確認されなかった場合、冷間加工性が高いと判断した (表 2 中で「○」)。一方、割れが確認された場合、冷間加工性が低いと判断した (表 2 中の「×」)。

【0107】

なお、C a 及び M g を含有する効果を確認するため、試験番号 1、4、及び、7～9 ではさらに、複数の円柱状試験片を用意して、圧縮率が 60 % を超えるまで圧縮して、C a 及び M g を含有すると、より高い限界圧縮率が得られるかどうかを試験した。具体的には、各円柱状試験片に対して、それぞれ異なる圧縮率で圧縮を実施した。圧縮率は、60 % を超えてから 5 % ずつ増大させ、最大 80 % までとした。各試験片に対して対応する圧縮率で圧縮した後、除荷した。試験後の各円柱状試験片の表面を 10 倍のルーペを用いて目視で観察し、割れの有無を確認した。割れが確認されなかった円柱状試験片のうち、最大の圧縮率を限界圧縮率 (%) とした。表 2 中の冷間加工性欄において、限界圧縮率 (%) を括弧内に記載する。

【0108】

〔調質処理された試験片を用いたビッカース硬さ試験〕

冷間鍛造調質品を模擬した試験片を作製し、ビッカース硬さを求めた。具体的には、各試験番号の丸棒から、上述の円柱状試験片を採取した。円柱状試験片を表 2 に示す焼入れ温度 (℃) で 1 時間加熱し、その後、60℃ の油に浸漬して焼入れした。焼入れされた円柱状試験片に対して、表 2 に示す焼戻し温度 (℃) で焼戻しを実施した。焼戻し温度の保持時間は 1 時間とした。焼戻し後、円柱状試験片を放冷した。以上の工程により、調質処理された円柱状試験片を作製した。

【0109】

調質処理された円柱状試験片を、軸方向と垂直な方向に切断した。切断面の R / 2 部の任意の 5 点において、J I S Z 2244 (2011) に準拠したビッカース硬さ試験を実施した。試験力は 4.9 N であった。得られた 5 点の数値の平均値を、その試験番号のビッカース硬さ (H V) と定義した。ビッカース硬さが 320 H V 以上である場合、調質後に高強度を示すと判断した。

【0110】

〔疲労強度試験〕

冷間鍛造調質品を模擬した試験片を用いて、疲労試験を実施した。各試験番号の丸棒に対して調質処理 (焼入れ焼戻し) を実施して、表面のビッカース硬さが 360～370 H V となるように調整した。調質処理後の丸棒から、図 1 に示す疲労試験片を作製した。図 1 中の各数値は、対応する箇所の寸法 (mm) を示す。図 1 中の「R 24」は対応する湾曲部分の曲率半径が 24 mm であることを示し、「φ 8」は直径が 8 mm であることを示す。疲労試験片の中心軸は、丸棒の中心軸と同軸であった。

【0111】

上述の疲労試験片を用いて、室温、大気雰囲気中にて、JIS Z 2274 (1978) に準拠した小野式回転曲げ疲労試験を実施した。回転数を3400rpmとし、応力負荷繰返し回数が 10^7 サイクル後において破断しなかった最大応力を疲労強度 σ_w (MPa) とした。疲労強度 σ_w が550MPa以上の場合、疲労強度に優れると判断した。

【0112】

〔耐水素脆化特性評価試験〕

冷間鍛造調質品を模擬した試験片を用いて、耐水素脆化特性評価試験を実施した。各試験番号の丸棒に対して調質処理（焼入れ焼戻し）を実施して、表面のビッカース硬さが360～370HVとなるように調整した。ただし、焼戻し温度が435℃で表面硬さ320HV以上を得られない場合については、強度不足と判断し、耐水素脆化特性評価は実施せず、本発明の対象外と判断した。

【0113】

調質処理後の丸棒から図2に示す環状Vノッチ試験片を、各試験番号の丸棒につき複数作製した。図2中の単位が示されていない数値は、試験片の対応する部位の寸法（単位はmm）を示す。図中の「 ϕ 数値」は、指定されている部位の直径（mm）を示す。「60°」は、Vノッチ角度が60°であることを示す。「0.175R」は、Vノッチ底半径が0.175mmであることを示す。

【0114】

電解チャージ法を用いて、各鋼種ごとに、試験片に対して種々の濃度の水素を導入した。電解チャージ法は次のとおり実施した。チオシアン酸アンモニウム水溶液中に試験片を浸漬した。試験片を浸漬した状態で、試験片の表面にアノード電位を発生させて水素を試験片内に取り込んだ。

【0115】

試験片内に水素を導入した後、試験片表面に亜鉛めっき被膜を形成し、試験片中の水素の散逸を防止した。続いて、試験片のVノッチ断面に対して公称応力1080MPaの引張応力が負荷されるように一定加重を負荷する定荷重試験を実施した。試験中に破断した試験片、及び破断しなかった試験片に対して、ガスクロマトグラフ装置を用いた昇温分析法を実施して、試験片中の水素量を測定した。測定後、各試験番号において、破断しなかった試験片のうちの最大水素量を限界拡散性水素量 H_c と定義した。

【0116】

さらに、JIS G 4053 (2008) のSCM435に相当する化学組成を有する鋼oの限界拡散水素量を、限界拡散性水素量比HRの基準(Href)とした。限界拡散性水素量Hrefを基準として、式(B)を用いて限界拡散性水素量比HRを求めた。

$$HR = H_c / H_{ref} \quad (B)$$

【0117】

比HRが1.00よりも高ければ、耐水素脆化特性に優れると判断した。

【0118】

〔試験結果〕

表2に試験結果を示す。

【0119】

試験番号1～9の圧延棒線の化学組成は適切であり、fn1は式(1)を満たし、fn2は式(2)を満たした。さらに、製造条件が適切であった。そのため、マトリクス組織は初析フェライト及びパーライトからなり、引張強度は700MPa以下であった。その結果、これらの圧延棒線は優れた冷間加工性を有した。

【0120】

さらに、冷間鍛造調質品を模擬した、これらの圧延棒線の調質処理試験片では、焼戻し後のビッカース硬さがいずれも320HV以上であり、1000MPa以上の引張強度に相当した。さらに、疲労強度は550MPa以上、比HRは1.00を超え、優れた疲労強度及び耐水素脆化特性を示した。

【0121】

さらに、試験番号1、4、7～9を参照して、試験番号7～9の圧延棒線の化学組成は、Ca及びMgの少なくとも一方を含有した。そのため、Ca及びMgを含有していない試験番号1及び4と比較して、限界圧縮率が高く、冷間加工性がさらに改善した。さらに、試験番号7～9では、試験番号1及び4と比較して、疲労強度は同等以上であった。試験番号7～9では、Ca及び／又はMgの含有により、硫化物系介在物の延伸が抑えられたためと考えられる。

【0122】

一方、試験番号10のMn含有量は高すぎた。そのため、HRが1.00以下であり、耐水素脆化特性が低かった。

10

【0123】

試験番号11では、 f_n1 が式(1)の下限未満であった。そのため、435℃の焼戻し温度で焼戻しを実施してもビッカース硬さが320HV未満となった。そのため、疲労強度が550MPa未満であった。

【0124】

試験番号12では、 f_n1 が式(1)の上限を超えた。そのため、マトリクス組織がフェライト及びベイナイトからなり、圧延棒線の引張強度が900MPaを超えた。その結果、圧延棒線の冷間加工性が低かった。

【0125】

試験番号13及び14では、 f_n2 が式(2)を満たさなかった。そのため、疲労強度が550MPa未満であった。さらに、HRが1.00以下となり、耐水素脆化特性が低かった。

20

【実施例2】

【0126】

〔試験方法〕

鋼種aのブルームを複数製造した。ブルームを表3に示す加熱温度T1(℃)で加熱した後、分塊圧延を実施して、横断面が162mm×162mmのピレットを製造した。ピレットを表3に示す製造条件(加熱温度T2、仕上げ温度T3、加工速度Z、冷却速度)で直径20mmの丸棒を製造した。

【0127】

30

【表3】

TABLE 3

試験番号	鋼種	加熱温度 T1 (℃)	加熱温度 T2 (℃)	仕上げ 温度 T3 (℃)	加工 速度 Z (/秒)	冷却 速度 (℃/分)	組織	TS (MPa)	冷間 加工性	備考
16	a	1250	1020	795	6.8	0.5	F+P	650	○	本発明例
17	a	1050	1020	792	6.8	0.5	F+P	645	×	比較例
18	a	1250	1100	790	6.8	0.5	F+P	705	×	比較例
19	a	1250	1020	789	3.4	0.5	F+P	705	×	比較例
20	a	1250	1020	900	6.8	0.5	F+P	715	×	比較例
21	a	1250	1020	796	6.8	8.0	F+P+B	745	×	比較例

40

【0128】

製造された丸棒に対して、実施例1と同様の方法で、ミクロ組織観察試験、引張試験、及び、冷間加工性評価試験を実施した。

【0129】

〔評価結果〕

50

表 3 に評価結果を示す。試験番号 16 では、分塊圧延工程及び仕上げ圧延工程の製造条件（加熱温度 T 1、加熱温度 T 2、仕上げ温度 T 3、加工速度 Z、冷却速度）がいずれも適切であった。そのため、マトリクス組織は初析フェライト及びパーライトからなり、引張強度 T S は 7 0 0 M P a 以下であった。その結果、冷間加工性に優れた。

【0130】

一方、試験番号 17 では、分塊圧延時の加熱温度 T 1 が低すぎた。その結果、冷間加工性が低かった。加熱温度 T 1 が低すぎ、粗大な介在物が固溶しきれなかったためと考えられる。

【0131】

試験番号 18 では、加熱温度 T 2 が高すぎた。そのため、引張強度が 7 0 0 M P a を超え、冷間加工性が低かった。

10

【0132】

試験番号 19 では、加工速度 Z が遅すぎた。そのため、引張強度が 7 0 0 M P a を超え、冷間加工性が低かった。

【0133】

試験番号 20 では、仕上げ温度 T 3 が高すぎた。そのため、引張強度が 7 0 0 M P a を超え、冷間加工性が低かった。

【0134】

試験番号 21 では、冷却速度が速すぎた。そのため、マトリクス組織がベイナイトを含み、引張強度が 7 0 0 M P a を超えた。その結果、冷間加工性が低かった。

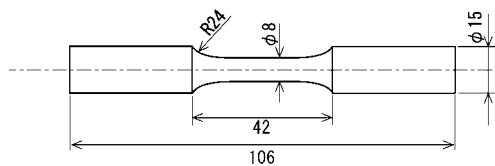
20

【0135】

以上、本発明の実施の形態を説明した。しかしながら、上述した実施の形態は本発明を実施するための例示に過ぎない。したがって、本発明は上述した実施の形態に限定されることがなく、その趣旨を逸脱しない範囲内で上述した実施の形態を適宜変更して実施することができる。

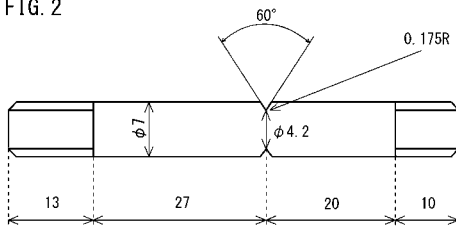
【図 1】

FIG. 1



【図 2】

FIG. 2



フロントページの続き

(72)発明者 渡里 宏二

東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内

Fターム(参考) 4K032 AA01 AA02 AA05 AA08 AA11 AA12 AA14 AA16 AA19 AA21
AA22 AA23 AA26 AA27 AA29 AA31 AA32 AA35 AA36 BA02
CA01 CA02 CA03 CC03 CD01 CD02