

(19)日本国特許庁(JP)

(12)特許公報(B2)

(11)特許番号
特許第7597271号
(P7597271)

(45)発行日 令和6年12月10日(2024.12.10)

(24)登録日 令和6年12月2日(2024.12.2)

(51)国際特許分類

C 2 2 C	38/00 (2006.01)	F I	C 2 2 C	38/00	3 0 1 A
C 2 2 C	38/60 (2006.01)		C 2 2 C	38/00	3 0 1 Y
C 2 1 D	8/06 (2006.01)		C 2 2 C	38/60	
			C 2 1 D	8/06	A

請求項の数 6 (全22頁)

(21)出願番号 特願2024-515952(P2024-515952)
(86)(22)出願日 令和5年11月13日(2023.11.13)
(86)国際出願番号 PCT/JP2023/040821
(87)国際公開番号 WO2024/106398
(87)国際公開日 令和6年5月23日(2024.5.23)
審査請求日 令和6年3月12日(2024.3.12)
(31)優先権主張番号 特願2022-185198(P2022-185198)
(32)優先日 令和4年11月18日(2022.11.18)
(33)優先権主張国・地域又は機関
日本国(JP)

早期審査対象出願

(73)特許権者 000001258
J F E スチール株式会社
東京都千代田区内幸町二丁目2番3号
(74)代理人 100147485
弁理士 杉村 憲司
230118913
弁護士 杉村 光嗣
100165696
弁理士 川原 敬祐
一宮 克行
東京都千代田区内幸町二丁目2番3号
J F E スチール株式会社内
福岡 和明
東京都千代田区内幸町二丁目2番3号
J F E スチール株式会社内

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 热間鍛造非調質鋼およびその製造方法

(57)【特許請求の範囲】**【請求項1】**

热間鍛造ままの鋼材であって、

質量%で、

C : 0 . 3 5 %以上 0 . 4 8 %以下、
Si : 0 . 0 5 %以上 0 . 3 5 %以下、
Mn : 0 . 5 0 %以上 1 . 2 0 %以下、
P : 0 . 0 0 5 %以上 0 . 0 2 0 %以下、
S : 0 . 0 3 0 %以上 0 . 0 7 0 %以下、
Al : 0 . 0 1 5 %以上 0 . 0 5 0 %以下、
Cr : 0 . 6 0 %以上 1 . 5 0 %以下、
Mo : 0 . 0 5 %以上 0 . 2 5 %以下、
V : 0 . 0 5 0 %未満、
B : 0 . 0 0 0 5 %以下および

N : 0 . 0 0 3 0 %以上 0 . 0 2 0 0 %以下を含有し、

下記式(1)に示すCeが0 . 7 5 0以上 0 . 8 7 0以下であり、下記式(2)を満足し、残部Feおよび不可避的不純物からなる成分組成を有し、

ミクロ組織におけるベイナイト組織の面積率が9 0 %以上であり、
引張強さが8 2 0 M P a以上であり、シャルピー衝撃試験での-5 0の衝撃値が2 5 J
/cm²以上である、热間鍛造非調質鋼材。

$C_{eq} = C + Si / 24 + Mn / 6 + Ni / 40 + Cr / 5 + Mo / 4 + V / 14 \dots$
 (1)

0.200 C - Mn / 18 Cr / 24 Mo / 3 0.350 \dots (2)

上記式(1)、(2)中の元素記号は当該元素の鋼中含有量(質量%)を意味し、鋼中に含まれない場合は0とする。

【請求項2】

前記成分組成が、さらに、質量%で、

Cu : 0.01%以上0.30%以下、

Ni : 0.01%以上0.30%以下、

Nb : 0.005%以上0.050%以下、

Ti : 0.005%以上0.025%以下、

Pb : 0.05%以上0.30%以下、

Ca : 0.0005%以上0.0050%以下、

Mg : 0.0005%以上0.0050%以下、

Bi : 0.05%以上0.30%以下および

Sb : 0.0015%以上0.0100%以下

のうちから選んだ1種または2種以上を含有する、請求項1に記載の熱間鍛造非調質鋼材。

【請求項3】

前記成分組成が、さらに、質量%でSn : 0.0010%以上0.030%以下を含有する、請求項1または2に記載の熱間鍛造非調質鋼材。

【請求項4】

質量%で、

C : 0.35%以上0.48%以下、

Si : 0.05%以上0.35%以下、

Mn : 0.50%以上1.20%以下、

P : 0.005%以上0.020%以下、

S : 0.030%以上0.070%以下、

Al : 0.015%以上0.050%以下、

Cr : 0.60%以上1.50%以下、

Mo : 0.05%以上0.25%以下、

V : 0.050%未満、

B : 0.0005%以下および

N : 0.0030%以上0.0200%以下を含有し、

下記式(1)に示す C_{eq} が0.750以上0.870以下であり、下記式(2)を満足し、残部Feおよび不可避的不純物からなる成分組成を有する鋼素材を、1100~1300に加熱したのち、熱間鍛造を行い、さらに、950から350までの間を0.10~3.00/sの平均冷却速度で冷却する。

ベイナイト組織の面積率が90%以上であるミクロ組織を有し、引張強さが820MPa以上であり、シャルピー衝撃試験での-50の衝撃値が25J/cm²以上である、熱間鍛造非調質鋼材の製造方法。

$C_{eq} = C + Si / 24 + Mn / 6 + Ni / 40 + Cr / 5 + Mo / 4 + V / 14 \dots$

(1)

0.200 C - Mn / 18 Cr / 24 Mo / 3 0.350 \dots (2)

上記式(1)、(2)中の元素記号は当該元素の鋼中含有量(質量%)を意味し、鋼中に含まれない場合は0とする。

【請求項5】

前記成分組成が、さらに、質量%で、

Cu : 0.01%以上0.30%以下、

Ni : 0.01%以上0.30%以下、

Nb : 0.005%以上0.050%以下、

10

20

30

40

50

T i : 0 . 0 0 5 % 以上 0 . 0 2 5 % 以下、
 P b : 0 . 0 5 % 以上 0 . 3 0 % 以下、
 C a : 0 . 0 0 0 5 % 以上 0 . 0 0 5 0 % 以下、
 M g : 0 . 0 0 0 5 % 以上 0 . 0 0 5 0 % 以下、
 B i : 0 . 0 5 % 以上 0 . 3 0 % 以下 および
 S b : 0 . 0 0 1 5 % 以上 0 . 0 1 0 0 % 以下

のうちから選んだ 1 種または 2 種以上を含有する、請求項 4 に記載の熱間鍛造非調質鋼材の製造方法。

【請求項 6】

前記成分組成が、さらに、質量%で S n : 0 . 0 0 1 0 % 以上 0 . 0 3 0 % 以下を含有する、請求項 4 または 5 に記載の熱間鍛造非調質鋼材の製造方法。 10

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0 0 0 1】

本発明は、熱間鍛造非調質鋼およびその製造方法に関する。

【背景技術】

【0 0 0 2】

従来、ステアリングナックル、アッパー・アーム等の自動車の足廻り部品や、ロッドエンド等の建設機械の油圧部品には、高強度、高韌性が要求される。このため、これらの部品には、素材として機械構造用炭素鋼である S 4 3 C、S 4 5 C、S 4 8 Cなどを用い、熱間鍛造により成形後、焼入れ焼もどし等の熱処理（以下、「調質」とも記す）を施し、さらに部品の種類によっては表面に高周波焼入れを行って、必要な特性を確保していた。 20

【0 0 0 3】

ところが、これらの調質は、莫大なエネルギーを必要とする。よって、昨今の省エネルギー化といった社会的要請に応えるために、かかる調質が不要な熱間鍛造による成形ままの状態で鋼材に必要な特性を有する非調質鋼（熱間鍛造非調質鋼）の開発が近年盛んに行われている。

【0 0 0 4】

これまで熱間鍛造非調質鋼（熱鍛非調質鋼）は、フェライト・パラライト組織において添加した V 炭室化物の析出強化により強度を高める設計が主流であった。ところが、より高強度を狙った設計で、単純に炭素量や V 添加量の増加では韌性を大きく損なう懸念がある。そこで、ベイナイト組織を有する熱間鍛造非調質鋼が注目され、開発が行われてきた。 30

【0 0 0 5】

例えば、特許文献 1 には、C を 0 . 1 0 ~ 0 . 3 0 質量% 程度含有する低炭素鋼に 0 . 0 5 ~ 0 . 5 0 質量% の V を添加した非調質鋼が提案されている。この非調質鋼は、熱間鍛造後の熱処理を必要とせず、自然放冷によって優れた強度、韌性を得るものである。

【0 0 0 6】

特許文献 2 には、C を 0 . 3 0 超 ~ 0 . 6 0 %、Mn を 1 . 6 0 超 ~ 3 . 0 0 % 含有し、V または Nb 添加による、熱間鍛造ままの組織をベイナイトとする非調質鋼が提案されている。 40

【0 0 0 7】

特許文献 3 には、C を 0 . 1 0 ~ 0 . 3 5 %、V を 0 . 3 0 ~ 0 . 7 0 % とし、熱間鍛造後に調質処理を施すことなくベイナイト組織が得られる非調質鋼が提案されている。

【0 0 0 8】

特許文献 4 には、C を 0 . 2 5 ~ 0 . 3 8 %、Mn を 1 . 5 1 ~ 2 . 2 % とし、V を添加しつつ少量の Mo を含有する熱間鍛造後の組織がベイナイト主体組織となる非調質鋼が提案されている。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0 0 0 9】

【文献】特許第2743116号公報

【文献】特許第3196006号公報

【文献】特許第3241897号公報

【文献】特許第6390685号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0010】

しかしながら、特許文献1に記載の非調質鋼は、低炭素ゆえに高強度を得ることはできないという問題があった。

【0011】

また、特許文献2に記載の析出物を用いる成分設計では、鍛造条件（加熱温度、加工温度等）、部品肉厚による冷却速度の違いによる性能のバラツキが大きいという問題があり、Mn量を高めることで生じるMnの偏析による材質劣化（韧性や疲労限度の低下）の懸念もある。

【0012】

さらに、特許文献3に記載の技術は、比較的低いC量で強度を出す場合に、V量を多量に添加する必要があるが、これでは韧性を損なってしまうという問題があった。

【0013】

加えて、特許文献4に記載の技術は、高いMn量がMnの偏析を引起こし、材質劣化（韧性や疲労限度の低下）を生じさせるという問題があった。また、Vが析出すると韧性を劣化させる懸念がある。

【0014】

本発明は、上述した従来の非調質鋼の問題点を解決するために開発されたもので、熱間鍛造後の調質を行わずとも、高強度でありながら、高い韧性を有し、さらには高周波焼入れ性が良好な非調質鋼を、その有利な製造方法と共に提供することを目的とする。

【課題を解決するための手段】

【0015】

発明者らは、上記した目的の下に、熱間鍛造非調質鋼について鋭意研究を重ねた結果、以下の知見を得た。

【0016】

(1) C量は、高周波焼入れ硬さを確保するためにある程度必要であるが、高すぎると、鋼材の組織に残留オーステナイトが増加して韧性が急激に劣化する。

(2) 低炭素ベイナイト鋼のC量を単純に高めていくと、強度が高くなるに伴って韧性は低下してしまうが、C量の上昇に合わせ、Mn、MoおよびCrのバランスを取ることで、ベイナイト組織を維持しながら強度を高めることができる。さらには、かかるベイナイト組織の存在によって韧性の低下を抑えられる。特に、かかる作用は、V添加量を抑制するとさらに効率良く得ることができる。

(3) V炭窒物が析出すると鍛造条件（加熱温度、加工条件、冷却速度）の影響を受けやすいため、Vを極力低下させることが材質安定化につながる。

(4) 鋼材の組織にフェライトを混在させない方が、高周波焼入れ深さが鋼材の断面内で均一になり、焼入れ層の硬さのばらつきも抑えられる。

【0017】

本発明は、以上の知見に立脚するものである。

【0018】

すなわち、本発明の要旨は次のとおりである。

1. 热間鍛造ままの鋼材であって、質量%で、C:0.35%以上0.48%以下、Si:0.05%以上0.35%以下、Mn:0.50%以上1.20%以下、P:0.005%以上0.020%以下、S:0.030%以上0.070%以下、Al:0.015%以上0.050%以下、Cr:0.60%以上1.50%以下、Mo:0.05%以上0.25%以下、V:0.050%未満、B:0.0005%以下およびN:0.003

10

20

30

40

50

0 %以上0.0200%以下を含有し、下記式(1)に示すCeq(質量%)が0.750以上0.870以下であり、下記式(2)を満足し、残部Feおよび不可避的不純物からなる成分組成を有し、ミクロ組織におけるベイナイト組織の面積率が90%以上である、熱間鍛造非調質鋼。

$$C_{eq} = C + Si / 24 + Mn / 6 + Ni / 40 + Cr / 5 + Mo / 4 + V / 14 \dots \quad (1)$$

$$0.200 \quad C - Mn / 18 \quad Cr / 24 \quad Mo / 3 \quad 0.350 \dots \quad (2)$$

上記式(1)、(2)中の元素記号は当該元素の鋼中含有量を意味し、鋼中に含まれない場合は0とする。

【0019】

2. 前記成分組成が、さらに、質量%で、Cu:0.01%以上0.30%以下、Ni:0.01%以上0.30%以下、Nb:0.005%以上0.050%以下、Ti:0.005%以上0.025%以下、Pb:0.05%以上0.30%以下、Ca:0.005%以上0.0050%以下、Mg:0.0005%以上0.0050%以下、Bi:0.05%以上0.30%以下およびSb:0.0015%以上0.0100%以下のうちから選んだ1種または2種以上を含有する、前記1に記載の熱間鍛造非調質鋼。

【0020】

3. 前記成分組成が、さらに、質量%で、Sn:0.0010%以上0.030%以下を含有する、前記1または2に記載の熱間鍛造非調質鋼。

【0021】

4. 質量%で、C:0.35%以上0.48%以下、Si:0.05%以上0.35%以下、Mn:0.50%以上1.20%以下、P:0.005%以上0.020%以下、S:0.030%以上0.070%以下、Al:0.015%以上0.050%以下、Cr:0.60%以上1.50%以下、Mo:0.05%以上0.25%以下、V:0.050%未満、B:0.0005%以下およびN:0.0030%以上0.0200%以下を含有し、下記式(1)に示すCeq(質量%)が0.750以上0.870以下であり、下記式(2)を満足し、残部Feおよび不可避的不純物からなる成分組成を有する鋼素材を、1100~1300℃に加熱したのち、熱間鍛造を行い、さらに、950℃から350℃までの間を0.10~3.00/sの平均冷却速度で冷却する、熱間鍛造非調質鋼の製造方法。

$$C_{eq} = C + Si / 24 + Mn / 6 + Ni / 40 + Cr / 5 + Mo / 4 + V / 14 \dots \quad (1)$$

$$0.200 \quad C - Mn / 18 \quad Cr / 24 \quad Mo / 3 \quad 0.350 \dots \quad (2)$$

上記式(1)、(2)中の元素記号は当該元素の鋼中含有量を意味し、鋼中に含まれない場合は0とする。

【0022】

5. 前記成分組成が、さらに、質量%で、Cu:0.01%以上0.30%以下、Ni:0.01%以上0.30%以下、Nb:0.005%以上0.050%以下、Ti:0.005%以上0.025%以下、Pb:0.05%以上0.30%以下、Ca:0.005%以上0.0050%以下、Mg:0.0005%以上0.0050%以下、Bi:0.05%以上0.30%以下およびSb:0.0015%以上0.0100%以下のうちから選んだ1種または2種以上を含有する、前記4に記載の熱間鍛造非調質鋼の製造方法。

【0023】

6. 前記成分組成が、さらに、質量%で、Sn:0.0010%以上0.030%以下を含有する、前記4または5に記載の熱間鍛造非調質鋼の製造方法。

【発明の効果】

【0024】

本発明によれば、熱間鍛造後に焼入れ焼もどし等の熱処理(調質)を施さずに、高強度および高靱性を有し高周波焼入れ性に優れた非調質鋼を得ることができる。

10

20

30

40

50

【発明を実施するための形態】

【0025】

以下、本発明を具体的に説明する。

【0026】

[熱間鍛造非調質鋼]

まず、本発明の非調質鋼について、鋼の成分組成を前記の範囲に限定した理由について説明する。なお、以下の説明において、各元素の含有量(%)は、特に断りのない限り質量%を意味するものとする。

【0027】

C : 0.35 ~ 0.48 %

10

Cは、強度を確保するために必要な元素であり、かつ高周波焼入れの際には表面硬さを高める働きがある。かかる効果を発揮するには、0.35%以上の含有が必要である。好ましくは、0.37%以上であり、より好ましくは0.39%以上である。一方、0.48%を超えてCを含有させると、残留オーステナイトの量が増えすぎて韌性が低下するので、C量の上限は0.48%とした。好ましくは0.45%以下であり、より好ましくは0.43%以下である。

【0028】

Si : 0.05 ~ 0.35 %

Siは、鋼の溶製時、すなわち製鋼工程において脱酸剤として有用であり、0.05%以上含有させる必要がある。好ましくは0.06%以上であり、より好ましくは0.09%以上である。一方、0.35%を超えてSiを含有させると韌性が低下するので、Si量の上限は0.35%とした。好ましくは0.30%以下であり、より好ましくは0.28%以下である。

20

【0029】

Mn : 0.50 ~ 1.20 %

Mnは、鋼の焼入れ性を向上させて組織をベイナイト化するのに有用な元素である。しかしながら、Mnの含有量が0.50%未満であると焼入れ性が不足し、ベイナイト組織の生成量が少なくなつて、十分な強度および韌性が得られなくなるので、Mnは0.50%以上含有させるものとした。好ましくは0.55%以上であり、より好ましくは0.60%以上である。一方、1.20%を超えてMnを含有させると、焼入れ性が高くなり過ぎると共に残留オーステナイトの生成が促進される結果、韌性が低下するだけでなく疲労限度も低下するので、Mnの含有量の上限は1.20%とした。好ましくは1.15%以下であり、より好ましくは1.10%以下である。

30

【0030】

P : 0.005 ~ 0.020 %

Pは、旧オーステナイト粒界などに偏析し、韌性を低下させる元素である。含有量が0.020%を超えると韌性への悪影響が大きいので、0.020%を上限とした。好ましくは0.018%以下であり、より好ましくは0.016%以下である。一方、Pは低減するほど韌性が良好になるが、精練コストが増加するので、下限は0.005%とした。

40

【0031】

S : 0.030 ~ 0.070 %

Sは、被削性の向上に有用な元素であり、その効果を得るには0.030%以上の含有が必要であることから、0.030%を下限とした。好ましくは0.035%以上である。一方、0.070%を超える過剰添加は、生成したMnSが破壊起点となって韌性を低下させる。よって0.070%を上限とした。好ましくは0.065%以下であり、さらによくは0.060%以下である。

【0032】

Al : 0.015 ~ 0.050 %

Alは、強力な脱酸効果を持つ元素であるが、含有量が0.015%未満では十分な脱酸効果が得られないで、Al量の下限は0.015%とした。好ましくは0.019%

50

以上である。一方、0.050%を超えてA1を含有させると、その添加効果が飽和するだけでなく、介在物過多により疲労限度を低下させるので、A1量の上限は0.050%とした。好ましくは0.045%以下であり、より好ましくは0.040%以下である。

【0033】

C_r: 0.60 ~ 1.50%

C_rは、Mnと同様に組織をベイナイト化するのに必要な元素である。しかしながら、C_r含有量が0.60%未満ではこの効果の発現が不十分である。一方、C_r含有量が1.50%を超えると残留オーステナイトの生成を促進し、疲労限度が低下する。よって、C_r量は0.60 ~ 1.50%の範囲とした。好ましくは0.65%以上であり、より好ましくは0.70%以上である。また好ましくは1.40%以下であり、より好ましくは1.30%以下である。

10

【0034】

Mo: 0.05 ~ 0.25%

Moは、フェライトおよびパラライト変態を抑制し、組織をベイナイト化すると共にベイナイトラスを微細化させて韌性を向上させ、かつ残留オーステナイト量の抑制を図る上で必要な元素である。しかしながら、0.05%未満のMo含有では上記の効果の発現が不十分になるため、Mo量の下限は0.05%とした。好ましくは0.07%以上であり、より好ましくは0.10%以上である。一方、0.25%を超えてMoを含有させると、コスト高になると共に残留オーステナイトの生成が抑制され、衝撃値ならびに疲労限度が低下するので、Mo量の上限は0.25%とした。好ましくは0.20%以下であり、より好ましくは0.18%以下である。

20

【0035】

V: 0.050%未満

Vは、CおよびNとの親和力が強く、鋼中において炭窒化物として析出する。ただし、ベイナイト組織ではこの効果が小さい上に、逆に韌性などを低下させる。よって、V含有量は、0.050%未満に抑える必要がある。低温韌性向上のため、好ましくは0.040%以下であり、より好ましくは0.035%以下である。一方、V含有量の下限は特に限定されないが、原料への不純物混入のため、0.001%程度が好ましい。

【0036】

B: 0.0005%以下

30

Bは、焼入れ性を高め強度を上昇させる元素であるが、焼入れ性に及ぼす冷却速度依存性が大きく、熱間鍛造後の素材内での強度バラツキを生じるので上限を0.0005%とする。好ましくは0.0003%以下である。一方、B含有量の下限は特に限定されないが、原料への不純物混入のため、0.00005%程度が好ましい。

【0037】

N: 0.0030%以上 0.0200%以下

Nは、鋼中で窒化物を形成し、加熱時の結晶粒径の粗大化を抑制する効果がある。その効果を生じるためには少なくとも0.0030%以上の添加が必要である。好ましくは、0.0050%以上である。より好ましくは0.0060%以上である。一方、過剰の添加は、素材の割れ欠陥の助長や、韌性の低下を招くため、上限を0.0200%とした。好ましくは、0.0190%以下である。より好ましくは0.0180%以下である。

40

【0038】

さらに、本発明では成分組成が下記式(1)および(2)を満たす必要がある。

0.750 Ceq (= C + Si / 24 + Mn / 6 + Ni / 40 + Cr / 5 + Mo / 4 + V / 14) 0.870 ··· (1)

0.200 C - Mn / 18 Cr / 24 Mo / 3 0.350 ··· (2)

上記式(1)、(2)中の元素記号は当該元素の鋼中含有量を意味し、鋼中に含まれない場合は0とする。

【0039】

また、上記式(1)、(2)ともベイナイト組織制御の指標となるものであり、これら

50

の元素を指標の範囲に収めることによって、ベイナイト組織での所定の強度と優れた韌性を得ることが可能である。上記式(1)に示すCeq(質量%)は、好ましくは、0.770以上であり、0.850以下である。

【0040】

以上、本発明の基本成分について説明したが、本発明の熱間鍛造非調質鋼における上記成分以外の残部は、Feおよび不可避的不純物である。ただし、本発明は必要に応じてさらに以下に示す各成分を適宜添加することが可能である。

【0041】

具体的には、Cu:0.01%以上0.30%以下、Ni:0.01%以上0.30%以下、Nb:0.005%以上0.050%以下、Ti:0.005%以上0.025%以下、Pb:0.05%以上0.30%以下、Ca:0.0005%以上0.0050%以下、Mg:0.0005%以上0.0050%以下、Bi:0.05%以上0.30%以下、Sb:0.0015%以上0.0100%以下およびSn:0.0001以上0.030%以下のうちから選んだ1種または2種以上である。10

【0042】

Cu、NiおよびNbは、強度を高めるために有効な元素である。その効果を得るために、Cu、NiおよびNbを添加する場合は、それぞれCu:0.01%以上、Ni:0.01%以上およびNb:0.005%以上の添加が必要である。一方、Cu、NiおよびNbの過剰な添加は、表面性状の低下や、製造コストの上昇、韌性の低下を招くため、それぞれの添加の上限をCu:0.30%、Ni:0.30%、Nb:0.050%とした。20

【0043】

Tiは、TiNなどを形成し、加熱時の結晶粒径の粗大化を抑制し、韌性を向上させる効果があるが、その効果を得るためにには0.005%以上の添加が必要である。一方、過剰な添加は粗大な析出物の生成による韌性や疲労強度の低下を招くため、添加の上限を0.025%とした。

【0044】

Pb、Ca、MgおよびBiは、いずれも被削性の改善に有効な元素である。その効果を得るために、Pb、Ca、MgおよびBiを添加する場合は、それぞれ、Pb:0.05%以上、Ca:0.0005%以上、Mg:0.0005%以上およびBi:0.05%以上の添加が必要である。一方、多量に添加してもその効果は飽和するだけでなく、むしろ韌性を低下させるので、それぞれの添加の上限をそれぞれPb:0.30%、Ca:0.0050%、Mg:0.0050%およびBi:0.30%とした。30

【0045】

Sbは、高温加熱時の表層の脱炭を抑制し、疲労強度を上昇させる効果がある。その効果は、0.0015%以上で認められるため、下限を0.0015%とした。一方、過剰な添加は韌性を低下させるので、添加の上限を0.0100%とした。

【0046】

Snは、高温加熱時の表層の脱炭を抑制し、疲労強度を上昇させる効果がある。その効果は0.0010%以上で認められるため、下限を0.0010%とした。一方、過剰な添加は韌性を低下させるので、添加の上限を0.030%とした。40

【0047】

本発明では、鋼組織を以下のように規定する。

【0048】

ベイナイト組織の面積率：90%以上

所定の強度と高い韌性等を得るために、本発明の熱間鍛造非調質鋼は、前記した鋼の成分と共にミクロ組織におけるベイナイト組織が面積率で90%以上になっている必要がある。さらに、高周波熱処理による表面硬化処理においては、炭素が偏って分布するフェライト-パーライト組織に比べ、炭素が均一分布するベイナイト組織の方が硬度の不均一性が小さくなるという利点もある。前記面積率は、好ましくは93%以上であり、より好ま50

しくは 95 % 以上であり、100 % であってもよい。

【0049】

上記鋼組織は、鋼素材を熱間鍛造して部品形状へと成形する際に、熱間鍛造前の加熱温度および熱間鍛造後の平均冷却速度を調整することで得ることができる。具体的には、熱間鍛造前の加熱温度：1100 ~ 1300 および熱間鍛造後の平均冷却速度：0.10 ~ 3.00 / s の製造条件をいずれも満足する必要がある。

【0050】

加熱温度：1100 ~ 1300

熱間鍛造を行うにあたって、その加熱温度が低いと、前記した鋼組織は得られなくなる。すなわち、熱間鍛造前の加熱温度が 1100 より低いと、フェライトが発生しやすくなつて、ミクロ組織におけるベイナイト組織の面積率が 90 % 以上になることを達成できない。一方、加熱温度は高いほどベイナイト組織は得られやすいものの、組織粗大化による韌性低下や、スケールロスによる歩留まり低下、エネルギーコストの上昇などの不具合が招来する。よつて、加熱温度の上限は 1300 とする。加熱温度は、好ましくは、1150 以上、1250 以下である。この加熱温度は鋼素材の中心温度である。

10

【0051】

熱間鍛造後の平均冷却速度：0.10 ~ 3.00 / s

熱間鍛造後の所定の温度範囲での平均冷却速度が 0.10 / s 未満になると、鋼組織がフェライトーパーライト組織となり、強度が低下する。一方、該平均冷却速度が 3.00 / s 超であると、得られる鋼の硬度が高くなり過ぎて、韌性が大きく低下する。該平均冷却速度は、好ましくは、0.30 / s 以上、2.80 / s 以下であり、より好ましくは、0.50 / s 以上、2.50 / s 以下である。この平均冷却速度は表面温度でのものであり、上記所定の温度範囲とは、表面温度で 950 ~ 350 までの範囲を意味する。

20

【0052】

さらに、本発明に従う熱間鍛造非調質鋼の好適な製造方法の上述以外の製造条件について述べる。

【0053】

上記成分組成を有する溶鋼を、通常の転炉、電気炉等の溶製方法で溶製し、通常の連続鍛造や分塊法により鋼素材とする。次いで、鋼素材を必要に応じ加熱し、鋼片圧延、棒線圧延等の熱間圧延により棒鋼とする。上記の加熱、圧延条件は特に限定されないが、要求される材質に応じて適宜決定すればよく、例えば、その後の部品成形のための鍛造や機械加工等に有利となるように、被削性向上のための MnS 制御などの組織制御を行えばよい。

30

【0054】

また、鋼中の各元素の含有量は、スパーク放電発光分光分析法、蛍光 X 線分析法、ICP 発光分光分析法、ICP 質量分析法および燃焼法等により求めることができる。

【0055】

なお、本明細書に記載のない他の製造条件は、鋼材の一般的な製造方法に従えばよい。

【実施例】

【0056】

次に、本発明の実施例について説明する。なお、下記実施例は本発明をより具体的に説明するために示されるものであつて、本発明は下記実施例の範囲のみに限定されるものではない。

40

【0057】

[実施例 1]

表 1 に示す成分組成（残部、Fe および不可避的不純物）のインゴットを、熱間圧延により直径：36 mm の丸棒とし、これらを 1250 に加熱後、直径：25 mm の丸棒に熱間鍛造して、600 まで空冷し、それ以降は 0.15 / s で 100 まで徐冷した。950 から 600 までの温度域での平均冷却速度は 0.50 / s であった。950 から 350 までの温度域での平均冷却速度は 0.35 / s であった。

50

【 0 0 5 8 】

空冷および徐冷後の丸棒を試験材とし、各試験材（1試験条件当たり：1本）を用いて、ミクロ組織、引張強さ、疲労限度および衝撃値を後述する方法にて測定した。また、後述する方法にて高周波焼入れ性の評価も行った。

【 0 0 5 9 】

ミクロ組織、引張強さ、疲労限度および衝撃値の測定方法は次のとおりである。

【 0 0 6 0 】

(1) ミクロ組織は、鋼材断面を研磨、ナイタルにて腐食を行った後、露出した断面を光学顕微鏡にて観察して写真撮影を行い、得られた画像に画像処理を行ってベイナイト分率（ベイナイト面積率）を求めた。

10

【 0 0 6 1 】

具体的に、倍率400倍で3視野撮影し、測定面積を合計 $1\,056\,00\,\mu\text{m}^2$ （1視野当たり $352\,00\,\mu\text{m}^2$ ）とした。また、ベイナイト相の特定は、フェライト、パーライト、残留相以外のフェライトラスと炭化物の複合相とし、ソフトウェアImageJを用いた画像解析により上記ベイナイト分率を導出した。

【 0 0 6 2 】

(2) 引張強さは、丸棒よりJIS 4号引張試験片を採取し、JIS Z 2241に準拠して引張速度： $1\,\text{mm/s}$ にて引張試験を行って測定した。

【 0 0 6 3 】

(3) 疲労限度は、 $8\,\text{mm}$ の平滑試験片を採取し、JIS Z 2274に準拠して小野式回転曲げ疲労試験により 10^7 回まで破断せずに到達した最高応力とした。

20

【 0 0 6 4 】

(4) 衝撃値は、 $10\,\text{mm}$ 角でノッチが $3\,\text{mm}$ 幅、深さ： $5\,\text{mm}$ のUノッチのシャルピー試験片を採取し、-50に冷却保持した後にシャルピー衝撃試験を行うことで測定した。

【 0 0 6 5 】

また、高周波焼入れ性は、次のようにして、高周波焼入れ後の表層硬度、平均硬化層深さ、および有効硬化層深さの標準偏差にて評価した。

【 0 0 6 6 】

周波数： $200\,\text{Hz}$ にて、各鋼で予め断面内の一方向測定において $2.00\,\text{mm}$ を超える有効硬化層深さが得られる焼入れ条件を探して設定し、その条件にて焼入れした後、 160 にて焼戻しを1時間行った。

30

【 0 0 6 7 】

表層硬度は、ロックウェル硬度（HRC）で3回測定時の最低値とした。その後、円柱の高さ方向に垂直方向の断面を切り出し、この断面円内の硬化層深さをピッカース硬度計にて荷重： $2.94\,\text{N}$ （ $300\,\text{gf}$ ）で、 90° ピッチとし、かかるピッチはそれぞれ $0.2\,\text{mm}$ 間隔として断面円の中心方向へ3方向より測定した。そして、 $\text{HV}\,400$ となつた箇所の断面円上の鋼材表面からの長さの平均値を求め、平均硬化層深さとした。

【 0 0 6 8 】

また、3方向の有効硬化層深さのはらつきは、上記平均硬化層深さの標準偏差を求めた。

40

【 0 0 6 9 】

上記した試験結果および評価結果を表2に示す。

【 0 0 7 0 】

50

【表 1】

鋼No.	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	V	B	N	その他	式(1)	式(2)	備考
A	0.44	0.28	0.65	0.018	0.046	0.038	1.18	0.10	0.028	0.0002	0.0135	—	0.823	0.321	発明例
B	0.44	0.14	0.85	0.005	0.047	0.020	0.76	0.19	0.032	0.0001	0.0164	Cu:0.06, Ni:0.03	0.790	0.298	発明例
C	0.37	0.28	1.11	0.014	0.052	0.027	0.87	0.12	0.035	0.0002	0.0167	Ti:0.012	0.773	0.232	発明例
D	0.40	0.21	1.05	0.019	0.046	0.019	0.81	0.12	0.030	0.0002	0.0133	Sn:0.0018, Sb:0.0025	0.778	0.268	発明例
E	0.42	0.19	0.71	0.009	0.061	0.018	1.31	0.17	0.034	0.0002	0.0087	—	0.853	0.269	発明例
F	0.37	0.23	0.87	0.010	0.041	0.037	1.20	0.12	0.029	0.0003	0.0079	Cu:0.05, Ni:0.08	0.799	0.232	発明例
G	0.44	0.28	0.74	0.016	0.047	0.025	1.32	0.08	0.040	0.0001	0.0114	Mg:0.0018	0.862	0.317	発明例
H	0.45	0.18	0.76	0.019	0.046	0.039	1.04	0.12	0.028	0.0003	0.0172	Ca:0.0021, Sr:0.0012	0.824	0.324	発明例
I	0.46	0.12	1.00	0.015	0.058	0.019	0.88	0.19	0.034	0.0002	0.0126	Bi:0.12	0.858	0.304	発明例
J	0.45	0.13	0.64	0.017	0.061	0.024	1.31	0.14	0.039	0.0001	0.0094	Pb:0.08	0.862	0.313	発明例
K	0.37	0.21	0.92	0.017	0.058	0.036	0.92	0.20	0.039	0.0002	0.0091	Nb:0.012	0.769	0.214	発明例
L	0.40	0.15	0.84	0.019	0.038	0.019	0.97	0.12	0.034	0.0001	0.0125	Sb:0.0019	0.773	0.273	発明例
M	<u>0.31</u>	0.29	0.71	0.007	0.041	0.018	1.46	0.18	0.030	0.0001	0.0119	Cu:0.05, Ni:0.12	0.783	<u>0.150</u>	比較例
N	<u>0.52</u>	0.18	0.72	0.015	0.053	0.029	0.98	0.08	0.031	0.0003	0.0088	Ti:0.013	0.866	<u>0.413</u>	比較例
O	0.45	<u>0.57</u>	0.74	0.012	0.038	0.030	0.66	0.12	0.028	0.0002	0.0120	Pb:0.12	0.761	0.341	比較例
P	0.40	0.29	<u>1.53</u>	0.013	0.050	0.030	0.71	0.12	0.038	0.0001	0.0080	Bi:0.09	0.842	0.245	比較例

表1(続き)

鋼No.	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	V	B	N	その他	式(1)	式(2)	備考
Q	0.39	0.12	<u>0.42</u>	0.017	0.055	0.029	1.36	0.07	0.033	0.0002	0.0085	—	0.757	0.287	比較例
R	0.43	0.25	0.83	<u>0.34</u>	0.060	0.028	1.21	0.16	0.033	0.0002	0.0065	Ca:0.0015	0.863	0.280	比較例
S	0.44	0.28	0.75	0.007	<u>0.038</u>	0.037	1.14	0.15	0.039	0.0002	0.0078	Mg:0.0012	0.845	0.301	比較例
T	0.38	0.18	1.13	0.017	0.042	<u>0.069</u>	1.22	0.18	0.034	0.0002	0.0174	Sb:0.00035	0.867	0.206	比較例
U	0.45	0.30	1.15	0.009	0.037	0.038	<u>0.38</u>	0.09	0.028	0.0002	0.0069	—	0.755	0.340	比較例
V	0.37	0.25	0.55	0.017	0.044	0.033	<u>1.97</u>	0.09	0.036	0.0001	0.0097	Nb:0.015	<u>0.891</u>	0.227	比較例
W	0.44	0.17	0.95	0.014	0.053	0.022	<u>0.75</u>	<u>0.41</u>	0.039	0.0003	0.0173	Bi:0.13, Sn:0.0017	0.861	0.219	比較例
X	0.46	0.26	0.68	0.011	0.037	0.023	1.20	0.08	<u>0.150</u>	0.0003	0.0157	Cu:0.09, Ni:0.16	0.859	0.346	比較例
Y	0.45	0.21	0.92	0.018	0.064	0.036	1.06	0.07	0.023	<u>0.0012</u>	0.0104	—	0.843	0.331	比較例
Z	0.43	0.11	0.77	0.015	0.056	0.035	1.35	0.13	0.024	0.0002	<u>0.0022</u>	Ca:0.0021	0.867	0.288	比較例
AA	0.44	0.22	0.84	0.012	0.060	0.021	1.10	0.13	0.024	0.0002	0.0245	—	0.843	0.304	比較例
AB	0.43	0.30	0.95	0.007	0.038	0.023	1.13	0.12	0.034	0.0001	0.0095	Cu:0.46, Nb:0.017	0.859	0.290	比較例
AC	0.45	0.22	1.14	0.019	0.049	0.030	0.64	0.16	0.034	0.0002	0.0125	Ni:0.74, Bi:0.23	0.838	0.307	比較例
AD	0.40	0.17	0.65	0.008	0.045	0.028	1.50	0.07	0.032	0.0002	0.0075	Nb:0.068, Sb:0.0320	0.835	0.278	比較例
AE	0.39	0.11	0.72	0.007	0.058	0.034	1.23	0.16	0.032	0.0003	0.0151	Ti:0.045, Ca:0.0019	0.803	0.245	比較例
AF	0.37	0.22	1.09	0.009	0.059	0.039	0.98	0.19	0.024	0.0003	0.0075	Cu:0.12, Ni:0.19, Pb:0.59	0.811	0.205	比較例

表1(続き)

鋼No.	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	V	B	N	その他	式(1)	式(2)	備考
AG	0.39	0.23	1.04	0.018	0.036	0.034	0.88	0.19	0.030	0.0002	0.0092	<u>Ca:0.0081</u>	0.799	0.232	比較例
AH	0.39	0.13	0.63	0.012	0.064	0.026	1.12	0.20	0.029	0.0002	0.0168	<u>Ni:0.12, Mg:0.0077</u>	0.779	0.242	比較例
AI	0.42	0.21	1.07	0.017	0.059	0.038	1.20	0.11	0.023	0.0002	0.0091	<u>Bi:0.62</u>	<u>0.876</u>	0.274	比較例
AJ	0.43	0.29	0.81	0.017	0.037	0.036	1.18	0.17	0.038	0.0002	0.0137	<u>Nb:0.021, Sb:0.0190</u>	0.858	0.279	比較例
AK	0.36	0.21	0.66	0.007	0.045	0.039	1.02	0.14	0.037	0.0003	0.0122	—	<u>0.720</u>	0.234	比較例
AL	0.45	0.24	1.09	0.018	0.057	0.015	1.43	0.09	0.021	0.0003	0.0167	<u>Cu:0.07</u>	<u>0.952</u>	0.300	比較例
AM	0.35	0.07	1.14	0.017	0.045	0.028	1.37	0.18	0.026	0.0002	0.0153	—	<u>0.864</u>	0.170	比較例
AN	0.47	0.28	0.72	0.017	0.051	0.025	0.62	0.08	0.038	0.0002	0.0147	<u>Cu:0.17, Ni:0.23</u>	0.754	<u>0.378</u>	比較例
AO	0.43	0.16	0.88	0.019	0.053	0.022	0.78	0.18	0.002	0.0002	0.0105	—	<u>0.784</u>	0.289	発明例
AP	0.42	0.09	0.88	0.020	0.032	0.016	0.98	0.12	0.012	0.0001	0.0097	—	<u>0.797</u>	0.290	発明例
AQ	0.39	0.07	1.07	0.017	0.042	0.018	0.87	0.14	0.008	0.0002	0.0078	—	<u>0.781</u>	0.248	発明例
AR	<u>0.30</u>	0.27	1.08	0.018	0.039	0.016	1.12	0.19	0.002	0.0002	0.0062	—	<u>0.763</u>	<u>0.130</u>	比較例
AS	0.47	0.12	0.78	0.019	0.038	0.016	0.92	0.16	0.033	0.0002	0.0067	—	<u>0.831</u>	0.335	発明例
AT	<u>0.54</u>	0.08	0.74	0.015	0.055	0.016	0.68	0.16	0.009	0.0001	0.0089	—	<u>0.843</u>	<u>0.412</u>	比較例
AU	0.42	0.33	0.81	0.019	0.059	0.029	0.98	0.14	0.022	0.0002	0.0098	—	<u>0.801</u>	0.288	発明例

表1(続き)

金属性No.	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	V	B	N	その他	式(1)	式(2)	備考
AV	0.37	<u>0.44</u>	1.09	0.015	0.055	0.016	1.22	0.16	0.009	0.0001	0.0089	—	0.855	0.205	比較例
AW	0.40	0.21	1.15	0.016	0.049	0.022	0.88	0.14	0.011	0.0002	0.0092	—	0.812	0.253	発明例
AX	0.37	0.23	<u>1.42</u>	0.019	0.062	0.033	0.78	0.09	0.013	0.0002	0.0104	—	0.796	0.229	比較例
AY	0.44	0.18	0.88	<u>0.031</u>	0.061	0.024	0.99	0.15	0.015	0.0002	0.0093	—	0.831	0.300	比較例
AZ	0.43	0.21	0.98	0.017	<u>0.012</u>	0.028	0.99	0.16	0.015	0.0002	0.0087	—	0.841	0.281	比較例
BA	0.44	0.23	0.94	0.013	0.064	0.032	1.02	0.17	0.032	0.0002	0.0089	—	0.855	0.289	発明例
BB	0.43	0.10	0.73	0.013	<u>0.089</u>	0.032	1.28	0.16	0.015	0.0002	0.0084	—	0.853	0.283	比較例
BC	0.41	0.19	1.05	0.019	0.055	<u>0.091</u>	1.06	0.14	0.016	0.0001	0.0099	—	0.841	0.261	比較例
BD	0.43	0.12	0.61	0.018	0.045	0.031	1.45	0.09	0.007	0.0002	0.0083	—	0.850	0.306	発明例
BE	0.37	0.30	0.62	0.019	0.052	0.029	<u>1.78</u>	0.10	0.026	0.0002	0.0089	—	0.869	0.228	比較例
BF	0.41	0.22	0.79	0.017	0.045	0.022	1.07	0.23	0.019	0.0002	0.0087	—	0.824	0.245	発明例
BG	0.45	0.25	1.09	0.019	0.064	0.017	0.66	<u>0.36</u>	0.022	0.0001	0.0071	—	0.866	0.242	比較例
BH	0.44	0.23	0.98	0.018	0.055	0.027	0.78	0.13	<u>0.064</u>	0.0002	0.0079	—	0.806	0.310	比較例
BI	0.41	0.17	0.96	0.017	0.059	0.022	0.98	0.16	0.023	<u>0.0016</u>	0.0081	—	0.815	0.263	比較例
BJ	0.43	0.24	1.02	0.019	0.056	0.029	0.89	0.15	0.022	0.0002	0.0091	Cu0.12, Ni:0.09, Sn:0.051	0.829	0.286	比較例

【 0 0 7 1 】

【表2】

鋼No.	ベイナイト組織面積率(%)	引張強さ(MPa)	-50°C衝撃値(J/cm ²)	疲労強度(N/mm ²)	表層硬度HRC	平均硬化層深さ(mm)	有効硬化層深さ標準偏差σ(mm)	備考
A	97	918	54	603	52	2.65	0.06	発明例
B	94	842	72	662	54	2.29	0.06	発明例
C	92	851	62	658	49	2.14	0.08	発明例
D	93	822	70	673	51	2.34	0.10	発明例
E	99	987	73	647	50	2.70	0.07	発明例
F	95	862	69	582	48	2.07	0.07	発明例
G	98	1007	57	665	51	2.76	0.08	発明例
H	97	921	67	668	53	2.48	0.10	発明例
I	98	997	65	723	52	2.77	0.10	発明例
J	98	1007	62	685	54	2.66	0.06	発明例
K	92	832	72	686	48	2.19	0.09	発明例
L	92	845	58	653	49	2.27	0.10	発明例
M	93	825	47	712	45	1.80	0.18	比較例
N	99	1016	22	523	57	2.96	0.22	比較例
O	91	827	17	515	51	2.21	0.09	比較例
P	99	961	20	518	52	2.38	0.05	比較例

表2(続き)

鋼No.	ベイナイト組織面積率(%)	引張強さ(MPa)	-50°C衝撃値(J/cm ²)	疲労強度(N/mm ²)	表層硬度HRC	平均硬化層深さ(mm)	有効硬化層深さ標準偏差σ(mm)	備考
Q	91	819	19	598	50	2.19	0.19	比較例
R	99	1010	12	498	50	2.52	0.07	比較例
S	99	968	18	479	53	2.61	0.32	比較例
T	99	1020	15	483	48	2.37	0.10	比較例
U	91	812	63	578	54	2.38	0.05	比較例
V	99	1075	16	519	48	2.62	0.26	比較例
W	99	1005	22	584	54	2.56	0.09	比較例
X	98	1000	13	645	51	2.80	0.19	比較例
Y	98	964	16	593	52	2.77	0.18	比較例
Z	98	1019	23	621	51	2.66	0.16	比較例
AA	98	965	19	521	53	2.53	0.08	比較例
AB	99	1001	21	532	52	2.73	0.07	比較例
AC	98	953	23	684	53	2.59	0.06	比較例
AD	97	946	17	597	52	2.34	0.17	比較例
AE	95	872	22	522	50	2.39	0.09	比較例
AF	96	890	16	487	49	2.36	0.07	比較例

表2(続き)

鋼No.	ベイナイト組織面積率(%)	引張強さ(MPa)	-50°C衝撃値(J/cm ²)	疲労強度(N/mm ²)	表層硬度HRC	平均硬化層深さ(mm)	有効硬化層深さ標準偏差σ(mm)	備考
AG	95	862	<u>22</u>	<u>529</u>	48	2.28	0.07	比較例
AH	93	<u>818</u>	<u>21</u>	<u>499</u>	49	2.26	0.05	比較例
AI	99	1040	<u>14</u>	<u>469</u>	52	2.52	0.06	比較例
AJ	98	999	<u>16</u>	<u>510</u>	52	2.67	0.06	比較例
AK	<u>84</u>	<u>712</u>	57	<u>509</u>	48	<u>1.75</u>	0.06	比較例
AL	99	1214	<u>18</u>	641	51	3.08	<u>0.34</u>	比較例
AM	91	1012	40	622	48	2.32	<u>0.19</u>	比較例
AN	91	<u>812</u>	40	629	52	2.36	<u>0.26</u>	比較例
AO	93	840	51	678	51	2.16	0.06	発明例
AP	95	873	39	669	51	<u>2.24</u>	0.07	発明例
AQ	96	823	41	659	49	2.18	0.05	発明例
AR	94	<u>779</u>	37	608	<u>44</u>	<u>1.87</u>	<u>0.21</u>	比較例
AS	98	926	33	612	52	2.41	0.06	発明例
AT	98	933	<u>11</u>	622	57	2.53	0.11	比較例
AU	98	848	31	627	51	2.32	0.07	発明例

表2(続き)

鋼No.	ベイナイト組織面積率(%)	引張強さ(MPa)	-50°C衝撃値(J/cm ²)	疲労強度(N/mm ²)	表層硬度HRC	硬化層深さ(mm)	有効硬化層深さ標準偏差σ(mm)	備考
AV	92	990	18	608	48	2.49	0.10	比較例
AW	97	905	33	631	49	2.31	0.06	発明例
AX	99	863	16	608	48	2.27	0.09	比較例
AY	93	911	13	544	51	2.47	0.10	比較例
AZ	99	934	14	609	51	2.41	0.11	比較例
BA	99	967	30	588	52	2.52	0.09	発明例
BB	99	947	20	539	51	2.51	0.10	比較例
BC	95	928	21	612	50	2.48	0.09	比較例
BD	99	940	36	618	51	2.53	0.10	発明例
BE	99	1015	22	609	47	2.62	0.15	比較例
BF	98	907	32	622	49	2.38	0.10	発明例
BG	99	994	14	619	52	2.57	0.09	比較例
BH	97	849	15	621	51	2.32	0.14	比較例
BI	98	882	16	542	51	2.36	0.16	比較例
BJ	98	934	12	534	52	2.47	0.09	比較例

【0072】

表2から明らかなように、発明例である鋼No. A~L、A O~A Q、A S、A U、A W、B A、B DおよびB Fは、いずれもミクロ組織におけるベイナイト組織の面積率：90%以上、引張強さ：820 MPa以上、-50°Cの衝撃値：25 J/cm²以上、疲労強度：550 N/mm²以上、高周波処理後の表層硬度HRC：47以上、高周波処理後の平均硬化層深さが2.00 mm以上かつ有効硬化層深さ標準偏差が0.12 mm以下であった。

【0073】

なお、引張強さが820 MPa以上である場合を、本発明では強度に優れると評価した。

【 0 0 7 4 】

- 5 0 の衝撃値 : 2 5 J / cm² 以上である場合を、本発明では勤性に優れると評価した。

【 0 0 7 5 】

疲労強度 : 5 5 0 N / mm² 以上である場合を、本発明では疲労強度に優れると評価した。

【 0 0 7 6 】

また、高周波処理後の表層硬度が H R C : 4 7 以上である場合を、本発明では、疲労強度および耐摩耗性に優れ、高周波焼入れ性に優れると評価した。

【 0 0 7 7 】

高周波処理後の平均硬化層深さが 2 . 0 0 m m 以上かつ有効硬化層深さ標準偏差 が 0 . 1 2 m m 以下である場合を、本発明では、疲労強度に優れ、高周波焼入れ性に優れると評価した。

【 0 0 7 8 】

これに対し、比較例である鋼 N o . M ~ A N 、 A R 、 A T 、 A V 、 A X ~ A Z 、 B B 、 B C 、 B E および B G ~ B J は、発明例に比較すると、引張強さ、 - 5 0 の衝撃値、疲労強度、高周波処理後の表層硬度、平均硬化層深さおよび有効硬化層深さ標準偏差 のいずれかが劣っている。

【 0 0 7 9 】**[実施例 2]**

次に、前記表 1 中の鋼 N o . A , B , C に示した鋼組成のインゴットを、熱間圧延により直径 : 3 6 m m の丸棒とし、これを直径 : 2 5 m m の丸棒に熱間鍛造した。熱間鍛造前の加熱温度と熱間鍛造後の平均冷却速度は、表 3 に示す種々の条件にて行った。

【 0 0 8 0 】

かようにして得られた丸棒について、前述した実施例 1 と同様に、ミクロ組織、引張強さ、疲労強度および - 5 0 の衝撃値を測定すると共に、高周波焼入れ性の評価を行った。表 3 に、これらの結果を併せて示す。

【 0 0 8 1 】

10

20

30

40

50

【表3】

鋼No.	加熱 温度 (°C)	平均 冷却速度 (°C/s)	ペイナイト組織 面積率 (%)	引張 強さ (MPa)	-50°C 衝撃値 (J/cm ²)	疲労 強度 (N/mm ²)	表層 硬度 HRC	平均 硬化層深さ (mm)	有効硬化層深さ 標準偏差 σ (mm)	備考
A	1250	0.40	95	932	51	612	52	2.72	0.07	発明例
A	1250	<u>0.05</u>	<u>86</u>	<u>793</u>	57	<u>449</u>	47	2.32	<u>0.15</u>	比較例
A	1250	<u>5.00</u>	99	1246	<u>13</u>	688	53	2.88	0.05	比較例
B	1250	0.70	95	867	68	552	51	2.34	0.08	発明例
B	<u>1030</u>	0.30	<u>87</u>	<u>795</u>	49	<u>478</u>	48	2.11	<u>0.16</u>	比較例
C	1250	0.60	93	869	56	588	51	2.32	0.06	発明例
C	1150	<u>6.00</u>	98	1188	<u>21</u>	647	52	2.36	0.07	比較例

表3

10

20

30

40

【0082】

表3の記載から明らかなように、熱間鍛造前の加熱温度と熱間鍛造後の平均冷却速度を本発明の範囲内とした場合は、いずれもミクロ組織におけるペイナイト組織の面積率：90%以上、引張強さ：820 MPa以上、-50°Cの衝撃値：25 J/cm²、疲労強度：550 N/mm²以上、高周波処理後の表層硬度HRC：47以上、高周波処理後の平均硬化層深さが2.00 mm以上かつ有効硬化層深さ標準偏差が0.12 mm以下であった。

【0083】

これに対し、熱間鍛造後の加熱温度や平均冷却速度が本発明の範囲外であった場合、引

50

張強さ、-50の衝撃値、疲労強度、高周波処理後の表層硬度、平均硬化層深さおよび有効硬化層深さ標準偏差のいずれかが所望の値を満たさず、劣っている。

10

20

30

40

50

フロントページの続き

審査官 川口 由紀子

(56)参考文献 国際公開第2016/121820 (WO, A1)

特開2000-026933 (JP, A)

特開2020-147786 (JP, A)

特開平08-319536 (JP, A)

特開2024-031942 (JP, A)

(58)調査した分野 (Int.Cl., DB名)

C22C 38/00 - 38/60

C21D 8/06