

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第5949287号
(P5949287)

(45) 発行日 平成28年7月6日(2016.7.6)

(24) 登録日 平成28年6月17日(2016.6.17)

(51) Int. Cl.			F I		
C 2 2 C	38/00	(2006.01)	C 2 2 C	38/00	3 O 1 Y
C 2 2 C	38/60	(2006.01)	C 2 2 C	38/60	
B 2 1 J	5/00	(2006.01)	B 2 1 J	5/00	A
C 2 1 D	8/06	(2006.01)	C 2 1 D	8/06	A
C 2 1 D	1/32	(2006.01)	C 2 1 D	1/32	

請求項の数 3 (全 17 頁)

(21) 出願番号 特願2012-170714 (P2012-170714)
 (22) 出願日 平成24年8月1日(2012.8.1)
 (65) 公開番号 特開2014-31525 (P2014-31525A)
 (43) 公開日 平成26年2月20日(2014.2.20)
 審査請求日 平成26年8月11日(2014.8.11)

(73) 特許権者 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
 (74) 代理人 110002044
 特許業務法人ブライタス
 (74) 代理人 100093469
 弁理士 杉岡 幹二
 (74) 代理人 100134980
 弁理士 千原 清誠
 (72) 発明者 末野 秀和
 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号
 住友金属工業株式会社内
 (72) 発明者 大藤 善弘
 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号
 住友金属工業株式会社内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 冷間鍛造用鋼材

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

質量%で、

C : 0 . 1 0 ~ 0 . 3 %、

S i : 0 . 0 5 ~ 1 . 0 %、

M n : 0 . 4 ~ 2 . 0 %、

S : 0 . 0 0 3 ~ 0 . 0 5 %、

C r : 0 . 5 ~ 3 . 0 %、

N : 0 . 0 1 0 ~ 0 . 0 2 5 % および

A l : 0 . 0 2 ~ 0 . 0 5 % を含有し、

残部は F e および不純物からなり、不純物中の P、T i および O がそれぞれ、

P : 0 . 0 2 5 % 以下、

T i : 0 . 0 0 3 % 以下 および

O : 0 . 0 0 2 % 以下

の化学組成を有し、

ミクロ組織が、

フェライト+セメントイト組織からなり、さらに、

長径が 0 . 5 μ m 以上のセメントイトの平均アスペクト比が、5 以上、1 0 未満である、
 ことを特徴とする、冷間鍛造用鋼材。

【請求項2】

Feの一部に代えて、質量%で、
Cu：0.3%以下、
Ni：1.0%以下および
Mo：0.8%以下
から選ばれる1種以上を含有する、
ことを特徴とする請求項1に記載の冷間鍛造用鋼材。

【請求項3】

Feの一部に代えて、質量%で、
Nb：0.08%以下および
V：0.2%以下
から選ばれる1種以上を含有する、
ことを特徴とする請求項1または2に記載の冷間鍛造用鋼材。

10

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、冷間鍛造用鋼材に関し、詳しくは、熱間圧延棒鋼または線材を軟化焼鈍して得た、冷間鍛造後の被削性に優れた冷間鍛造用鋼材に関する。

【背景技術】

【0002】

自動車、産業機械に用いられる歯車、シャフト、プーリーなどの鋼製機械部品の多くは、次の工程を経て製造されている。

20

【0003】

工程(i)：機械構造用合金鋼からなる素材を準備する。素材は、例えば、熱間圧延棒鋼または線材である。

【0004】

工程(ii)：素材を粗成形し、中間品を得る。

【0005】

工程(iii)：工程(ii)で得た中間品を直接に、または、必要に応じて焼きならしを行ってから、切削加工を施す。

【0006】

工程(iv)：切削加工を施した中間品に対して、浸炭焼入れ、浸炭窒化焼入れなどの表面硬化処理を行う。

30

【0007】

工程(v)：表面硬化処理した中間品に対して焼戻しを行う。焼戻し後、必要に応じてショットピーニング処理を行う。

【0008】

上記工程(ii)における「粗成形」は、熱間鍛造または冷間鍛造により行われることが多い。

【0009】

冷間鍛造は、熱間鍛造と較べて寸法精度が高いので、鍛造後の切削加工量を低減できることなどのメリットがある。このため、近年、冷間鍛造で粗成形される部品が多くなっている。

40

【0010】

冷間鍛造によって粗成形する場合、鍛造での変形抵抗を下げるために、鍛造前に球状化焼鈍を施すことが多い。しかし、球状化焼鈍組織の場合には、工程(iii)における切削加工時の被削性、つまり冷間鍛造後に施す切削加工時の被削性が低下するという問題がある。

【0011】

そこで、冷間鍛造後の被削性に優れた冷間鍛造用鋼材が求められている。

【0012】

50

特許文献1に、C：0.15～0.25%、Si：0.4%以上、Ni：1～3%、Cr：1.2～3.2%、Mo：0.25～2.0%を含む機械構造用鋼に、例えば700～820 に加熱・保持したのち、1時間あたり20 を超えない速度で600 まで冷却する球状化熱処理を施し、基地に平均粒径が1 μ m以下で、かつ最大粒子径が3 μ mを超えない炭化物を析出させた「被削性に優れた耐高面圧部材用鋼材」、およびその「耐高面圧部材用鋼材」に、浸炭焼入れ・焼戻し処理あるいは浸炭窒化焼入れ・焼戻し処理を施してなる「耐高面圧部材」が開示されている。

【0013】

特許文献2に、C：0.10～0.30%、Mn：0.30～2.0%、Si：1.0%以下(0%を含む)、S：0.003～0.070%、Al：0.01～0.06%、N：0.003～0.03%、O：0.002%以下(0%を含む)、残部：Feおよび不可避免的不純物の要件を満足する鋼材からなり、線状または棒状圧延材の軸心を通る縦断面において、該軸心と平行で且つ該軸心から(1/4)D(Dは圧延材の直径を表わす)離れた仮想線を中心線として含む被検面積100mm²中に存在する、酸化物系と硫化物系からなる直径10 μ m以上の複合介在物を20個以下であり、且つ上記と同一の被検面積中に存在する直径3 μ m以上10 μ m未満の硫化物系介在物が50個以上であることを特徴とする「疲労特性および被削性に優れた肌焼鋼」が開示されている。なお、上記の肌焼鋼は、鋼材が、必要に応じてさらに、特定量の、Ni、Cr、Mo、Cu、B、Ti、V、Nb、Ca、Pb、TeおよびZrのうちから選ばれる1種以上の元素を含有してもよい。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0014】

【特許文献1】特開2001-329336号公報

【特許文献2】特開平9-176784号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0015】

前述の特許文献1に開示された鋼材中の炭化物は球状である。このため、被削性向上効果が不十分である。

【0016】

特許文献2に開示された技術は、熱間加工後に溶体化処理と焼ならし処理とを施した状態での被削性を高めたものでしかなく、冷間加工後の被削性については全く考慮されていない。このため、被削性向上効果が不十分である。

【0017】

本発明は、上記現状に鑑みなされたもので、その目的は冷間鍛造後の被削性に優れた冷間鍛造用鋼材を提供することである。

【課題を解決するための手段】

【0018】

本発明者らは、熱間圧延棒鋼または線材(以下、単に「棒鋼または線材」ということがある。)の冷間鍛造後の被削性に関して種々調査、研究を実施した。その結果、下記(a)および(b)の知見が得られた。

【0019】

(a)フェライトとパーライトの混合組織(以下、「フェライト+パーライト組織」という。)を主体とする棒鋼または線材、具体的には、光学顕微鏡で観察した際に、面積割合で組織の90%以上が、フェライト+パーライト組織である棒鋼または線材に球状化焼鈍を施すと、パーライト中のセメンタイトが分断され、さらに球状に成長する。そのようなフェライトと球状化セメンタイトからなる組織(以下、「フェライト+球状化セメンタイト組織」という。)は、軟質なフェライト領域が多いため、良好な被削性が確保できない。

10

20

30

40

50

【0020】

(b) フェライト+パーライト組織を主体とする棒鋼または線材に対し、球状化焼鈍を施し、パーライト中のセメンタイトを分断、さらに球状に成長させるのではなく、パーライト中のセメンタイトを分断する程度にとどめるような軟化焼鈍を施すと、球状化焼鈍後のセメンタイトと比べて微細な低アスペクト比のセメンタイトと、アスペクト比がある程度大きいセメンタイトとからなる、フェライト+セメンタイト組織となる。このようなフェライト+セメンタイト組織は、球状化焼鈍を施した場合のフェライト+球状化セメンタイト組織に比べて軟質なフェライト領域が少なく、良好な被削性を得ることができる。

【0021】

本発明は、上記の知見に基づいて完成されたものであり、その要旨は、下記(1)~(3)に示す冷間鍛造用鋼材にある。 10

【0022】

(1) 質量%で、
 C : 0.10 ~ 0.3%、
 Si : 0.05 ~ 1.0%、
 Mn : 0.4 ~ 2.0%、
 S : 0.003 ~ 0.05%、
 Cr : 0.5 ~ 3.0%、
 N : 0.010 ~ 0.025% および
 Al : 0.02 ~ 0.05% を含有し、 20
 残部は Fe および不純物からなり、不純物中の P、Ti および O がそれぞれ、
 P : 0.025% 以下、
 Ti : 0.003% 以下 および
 O : 0.002% 以下
 の化学組成を有し、
 ミクロ組織が、
 フェライト+セメンタイト組織からなり、さらに、
 長径が 0.5 μm 以上のセメンタイトの平均アスペクト比が、5 以上、10 未満である、
 ことを特徴とする、冷間鍛造用鋼材。 30

【0023】

(2) Fe の一部に代えて、質量%で、
 Cu : 0.3% 以下、
 Ni : 1.0% 以下 および
 Mo : 0.8% 以下
 から選ばれる 1 種以上を含有する、
 ことを特徴とする上記(1)に記載の冷間鍛造用鋼材。

【0024】

(3) Fe の一部に代えて、質量%で、 40
 Nb : 0.08% 以下 および
 V : 0.2% 以下
 から選ばれる 1 種以上を含有する、
 ことを特徴とする上記(1)または(2)に記載の冷間鍛造用鋼材。

【発明の効果】

【0025】

本発明の冷間鍛造用鋼材は、冷間鍛造後の被削性に優れている。このため、自動車、産業機械用の歯車、シャフト、プーリーなどの鋼製機械部品の素材として好適に用いることができる。

【発明を実施するための形態】

【0026】

以下、本発明の各要件について詳しく説明する。なお、各元素の含有量の「%」は「質量%」を意味する。

【0027】

(A) 化学組成

C : 0.10 ~ 0.3%

Cは、浸炭焼入れまたは浸炭窒化焼入れしたときの部品の芯部強度を確保するために必須の元素である。Cの含有量が0.10%未満では、前記の効果が不十分である。一方、Cの含有量が0.3%を超えると、被削性の低下が顕著になる。したがって、Cの含有量を0.10~0.3%とした。Cの含有量は、0.15%以上であることが好ましい。Cの含有量は、0.26%以下であることが好ましい。

10

【0028】

Si : 0.05 ~ 1.0%

Siは、焼入れ性および焼戻し軟化抵抗を高める効果が大きく、疲労強度の向上に有効な元素である。Siの含有量が0.05%未満では、前記の効果が不十分である。一方、Siの含有量が1.0%を超えると、疲労強度を高める効果が飽和するだけでなく、被削性の低下が顕著になる。したがって、Siの含有量を0.05~1.0%とした。Siの含有量は0.1%以上であることが好ましい。Siの含有量は0.8%以下であることが好ましい。

【0029】

Mn : 0.4 ~ 2.0%

Mnは、焼入れ性および焼戻し軟化抵抗を高める効果が大きく、疲労強度の向上に有効な元素である。Mnの含有量が0.4%未満では、前記の効果が不十分である。一方、Mnの含有量が2.0%を超えると、疲労強度を高める効果が飽和するだけでなく、被削性の低下が顕著になる。したがって、Mnの含有量を0.4~2.0%とした。Mnの含有量は、0.5%以上であることが好ましい。Mnの含有量は、1.8%以下であることが好ましい。

20

【0030】

S : 0.003 ~ 0.05%

Sは、Mnと結合してMnSを形成し、被削性を向上させる。Sの含有量が0.003%未満では、前記の効果が不十分である。一方、Sの含有量が多くなると、粗大なMnSを生成しやすくなり、疲労強度を低下させる傾向があり、その含有量が0.05%を超えると、疲労強度の低下が顕著になる。したがって、Sの含有量を0.003~0.05%とした。Sの含有量は0.01%以上であることが好ましい。Sの含有量は、0.03%以下であることが好ましい。

30

【0031】

Cr : 0.5 ~ 3.0%

Crは、焼入れ性および焼戻し軟化抵抗を高める効果が大きく、疲労強度の向上に有効な元素である。Crの含有量が0.5%未満では前記の効果が不十分である。一方、Crの含有量が3.0%を超えると、疲労強度を高める効果が飽和するだけでなく、被削性の低下が顕著になる。したがって、Crの含有量を0.5~3.0%とした。Crの含有量は1.0%以上であることが好ましい。Crの含有量は2.5%以下であることが好ましい。

40

【0032】

N : 0.010 ~ 0.025%

Nは、Al、Nb、Vと結合して、AlN、NbN、VNを形成し、浸炭加熱時のオーステナイト粒粗大化抑制効果を有する元素である。Nの含有量が0.010%未満では、その効果が十分に得られない。一方、Nの含有量が0.025%を超えると、特に製鋼工程において、安定した量産が難しくなる。したがって、Nの含有量を0.010~0.025%とした。Nの含有量は0.013%以上であることが好ましい。Nの含有量は、0.020%以下であることが好ましい。

50

【0033】

Al : 0.02 ~ 0.05 %

Alは、鋼の脱酸作用を有する元素である。Alはさらに、Nと結合してAlNを形成しやすく、浸炭加熱時のオーステナイト粒粗大化防止に有効な元素である。Alの含有量が0.02%未満では、オーステナイト粒粗大化防止効果が不十分である。一方、Alの含有量が0.05%を超えると、粗大なAlNが生成しやすく、オーステナイト粒粗大化防止効果が十分得られない。したがって、Alの含有量を0.02~0.05%とした。Alの含有量は0.025%以上であることが好ましい。Alの含有量は、0.04%以下であることが好ましい。

【0034】

本発明に係る冷間鍛造用鋼材の化学組成の一つは、上記元素のほか、残部がFeと不純物からなり、不純物中のP、TiおよびO(酸素)がそれぞれ、P : 0.025%以下、Ti : 0.003%以下およびO : 0.002%以下のものである。

【0035】

残部としての「Feおよび不純物」における「不純物」とは、鉄鋼材料を工業的に製造する際に、原料として使用される鉱石および/またはスクラップ、あるいは製造過程の環境などから混入するものを指す。

【0036】

以下、不純物中のP、TiおよびOについて説明する。

【0037】

P : 0.025%以下

Pは、粒界に偏析して粒界を脆化させやすく、疲労強度を低下させてしまう。したがって、上限を設け、Pの含有量を0.025%以下とした。Pの含有量は0.015%以下であることが好ましい。

【0038】

Ti : 0.003%以下

Tiは、Nと結合して硬質で粗大なTiNを形成しやすく、疲労強度を低下させてしまう。したがって、上限を設け、Tiの含有量を0.003%以下とした。Tiの含有量は0.002%以下であることが好ましい。

【0039】

O(酸素) : 0.002%以下

Oは、Alと結合して硬質な酸化物系介在物を形成しやすく、疲労強度を低下させてしまう。したがって、上限を設け、Oの含有量を0.002%以下とした。Oの含有量は0.0015%以下であることが好ましい。

【0040】

本発明に係る冷間鍛造用鋼材の化学組成の他の一つは、上述のFeの一部に代えて、Cu、Ni、Mo、NbおよびVのうちの1種以上の元素を含有するものである。以下、これらの任意元素の作用効果と、含有量の限定理由について説明する。

【0041】

Cu、NiおよびMoは、いずれも、焼入れ性を高める作用を有する。このため、より大きな焼入れ性を得たい場合には、これらの元素を含有させてもよい。以下、Cu、NiおよびMoについて説明する。

【0042】

Cu : 0.3%以下

Cuは、焼入れ性を高める効果があり、より疲労強度を高めるために有効な元素であるので、必要に応じて含有させてもよい。しかしながら、Cuの含有量が0.3%を超えると、焼入れ性の向上による疲労強度を高める効果が飽和するだけでなく、変形抵抗が高くなり冷間鍛造性の低下が顕著となる。そのため、含有させる場合のCuの量を0.3%以下とした。含有させる場合のCuの量は0.2%以下であることが好ましい。

【0043】

10

20

30

40

50

一方、前記したCuの焼入れ性向上による疲労強度を高める効果を安定して得るためには、含有させる場合のCuの量は0.05%以上であることが好ましい。

【0044】

Ni：1.0%以下

Niは、焼入れ性を高める効果があり、より疲労強度を高めるために有効な元素であるので、必要に応じて含有させてもよい。しかしながら、Niの含有量が1.0%を超えると、焼入れ性の向上による疲労強度を高める効果が飽和するだけでなく、変形抵抗が高くなり冷間鍛造性の低下が顕著となる。そのため、含有させる場合のNiの量を1.0%以下とした。含有させる場合のNiの量は0.8%以下であることが好ましい。

【0045】

一方、前記したNiの焼入れ性向上による疲労強度を高める効果を安定して得るためには、含有させる場合のNiの量は0.1%以上であることが好ましい。

【0046】

Mo：0.8%以下

Moは、焼入れ性を高める効果があり、また、焼戻し軟化抵抗を高める効果もあって、より疲労強度を高めるために有効な元素であるので、必要に応じて含有させてもよい。しかしながら、Moの含有量が0.8%を超えると、疲労強度を高める効果が飽和するだけでなく、変形抵抗が高くなり冷間鍛造性の低下が顕著となる。したがって、含有させる場合のMo量を0.8%以下とした。含有させる場合のMoの量は0.4%以下であることが好ましい。

【0047】

一方、前記したMoの焼入れ性の向上と焼戻し軟化抵抗の向上による疲労強度を高める効果を安定して得るためには、含有させる場合のMoの量は0.05%以上であることが好ましい。

【0048】

上記のCu、NiおよびMoは、そのうちのいずれか1種のみ、または、2種以上の複合で含有させることができる。これらの元素の合計含有量は2.1%以下であってもよいが、1.5%以下とすることが好ましい。

【0049】

NbおよびVは、いずれも、浸炭加熱時のオーステナイト粒の粗大化を防止する作用を有する。このため、より高いオーステナイト粒粗大化防止効果を得たい場合には、これらの元素を含有させてもよい。以下、NbおよびVについて説明する。

【0050】

Nb：0.08%以下

Nbは、C、Nと結合してNbC、NbN、Nb(C、N)を形成しやすく、浸炭加熱時のオーステナイト粒粗大化防止効果を有し、浸炭品の韌性および疲労強度の向上に寄与するので、必要に応じて含有させてもよい。しかしながら、Nbの含有量が0.08%を超えると、硬質な炭化物が生成し冷間鍛造後の被削性が劣化する上、オーステナイト粒粗大化防止の効果が飽和する。したがって、含有させる場合のNbの量を0.08%以下とした。含有させる場合のNbの量は0.05%以下であることが好ましい。

【0051】

一方、前記したNbのオーステナイト粒粗大化防止効果を安定して得るためには、含有させる場合のNbの量は0.01%以上であることが好ましい。

【0052】

V：0.2%以下

Vは、C、Nと結合してVC、VNを形成しやすく、浸炭加熱時のオーステナイト粒粗大化防止効果を有し、浸炭品の韌性および疲労強度の向上に寄与するので、必要に応じて含有させてもよい。しかしながら、Vの含有量が0.2%を超えると、オーステナイト粒粗大化防止の効果が飽和する。したがって、含有させる場合のVの量を0.2%以下とした。含有させる場合のVの量は0.15%以下であることが好ましい。

10

20

30

40

50

【0053】

一方、前記したVのオーステナイト粒粗大化防止効果を安定して得るためには、含有させる場合のVの量は0.02%以上であることが好ましい。

【0054】

上記のNbおよびV_iは、そのうちのいずれか1種のみ、または、2種の複合で含有させることができる。これらの元素の合計含有量は0.28%以下であってもよいが、0.20%以下とすることが好ましい。

【0055】

(B)ミクロ組織

本発明に係る冷間鍛造用鋼材のミクロ組織は、フェライト+セメンタイト組織からなり、さらに、長径が0.5μm以上のセメンタイトの平均アスペクト比が、5以上、10未満でなければならない。

10

【0056】

上記の「フェライト+セメンタイト組織」とは、フェライト(母相)中にセメンタイトが存在している組織のことである。

【0057】

本発明で規定する長径0.5μm以上のセメンタイトの平均アスペクト比は、「パーライト中のセメンタイトの分解および球状化の度合」の指標である。

【0058】

セメンタイトのうちで、長径が0.5μm未満のセメンタイトの形状(板状、棒状、球状など)と割合は問わない。

20

【0059】

歯車、シャフト、プーリーなどの鋼製機械部品を、例えば、棒鋼または線材から冷間鍛造により粗成形する場合、鍛造前に棒鋼または線材に対して球状化焼鈍を施すことが多い。これは、フェライト+パーライト組織を主体とする棒鋼または線材の場合、球状化焼鈍を施すと、パーライト中のセメンタイトが球状化、成長して、フェライト+球状化セメンタイト組織となり、この組織はフェライト+パーライト組織に比べて硬さが低いので変形抵抗が低下し、冷間鍛造性が向上するためである。しかしながら、上記のフェライト+球状化セメンタイト組織は、フェライト+パーライト組織に比べて軟質なフェライト領域が多い。このため、冷間鍛造性は向上するものの、冷間鍛造後に良好な被削性が確保できない。

30

【0060】

一方、フェライト+パーライト組織を主体とする棒鋼または線材の場合、軟化焼鈍によって、パーライト中に層状に存在するセメンタイトを分断して、長径が0.5μm以上のセメンタイトの平均アスペクト比を、5以上、10未満とすれば、軟化に基づく冷間鍛造性の向上に加えて、軟質なフェライト領域が少なくなるので、冷間鍛造後に優れた被削性を得ることができる。

【0061】

軟化焼鈍した際、長径が0.5μm以上のセメンタイトの平均アスペクト比が、5未満の小さい値であれば、冷間鍛造性の向上代は大きくなるものの、軟質なフェライト領域が多いので、冷間鍛造後に優れた被削性を得ることができない。また、軟化焼鈍して、長径が0.5μm以上のセメンタイトの平均アスペクト比が、10以上の大きい値であれば、パーライト中のセメンタイトの分解による軟化が不十分であり、冷間鍛造性の向上が不十分である上、冷間鍛造後に優れた被削性を得ることができない。

40

【0062】

長径が0.5μm以上のセメンタイトの平均アスペクト比は、6以上であることが好ましい。上記セメンタイトの平均アスペクト比は、8以下であることが好ましい。

【0063】

軟化焼鈍前のフェライト+パーライト組織を主体とする棒鋼または線材の組織には、面積割合で組織の10%以下のベイナイトを含んでも構わない。しかしながら、ベイナイト

50

の割合が高くなると、軟化焼鈍によって、長径が $0.5\ \mu\text{m}$ 以上のセメンタイトの平均アスペクト比が、5未満の小さい値になりやすいので、軟化に基づく冷間鍛造性の向上が達成できても、冷間鍛造後に優れた被削性を得ることができない。したがって、軟化焼鈍前のフェライト+パーライト組織を主体とする棒鋼または線材の組織に占めるベイナイトの割合は、極力少ないことが好ましい。

【0064】

本発明に係る冷間鍛造用鋼材のミクロ組織における「相」の同定は、例えば、冷間鍛造用鋼材の長手方向に垂直、かつ、中心部を含む断面（横断面）から、 $20\ \text{mm} \times 20\ \text{mm}$ 程度の面積が被検面となるように試験片を切り出した後、その横断面を鏡面研磨してナイトルで腐食し、倍率400倍で光学顕微鏡を用いて観察することによって行うことができる。

10

【0065】

なお、軟化焼鈍前の棒鋼または線材のミクロ組織における「相」の同定も、同様に、例えば、棒鋼または線材の長手方向に垂直、かつ、中心部を含む断面（横断面）から、 $20\ \text{mm} \times 20\ \text{mm}$ 程度の面積が被検面となるように試験片を切り出した後、その横断面を鏡面研磨してナイトルで腐食し、倍率400倍で光学顕微鏡を用いて観察することによって行うことができる。

【0066】

長径が $0.5\ \mu\text{m}$ 以上のセメンタイトの平均アスペクト比は、例えば、次のようにして求めることができる。

20

【0067】

冷間鍛造用鋼材の横断面を切り出した後、その横断面を鏡面研磨してピクラルで腐食した試験片について、倍率4000倍で、各視野の大きさを $15\ \mu\text{m} \times 15\ \mu\text{m}$ （ $= 225\ \mu\text{m}^2$ ）として、走査型電子顕微鏡を用いて、長径が $0.5\ \mu\text{m}$ 以上のセメンタイトが30個以上存在する視野をランダムに10視野観察する。そして、先ず、各視野における長径が $0.5\ \mu\text{m}$ 以上である個々のセメンタイトの平均アスペクト比を求める。次に、視野毎の平均アスペクト比を算術平均して、10視野における平均アスペクト比を求める。

【0068】

なお、長径が $0.5\ \mu\text{m}$ 以上のセメンタイトが30個以上存在する視野を観察するのは、フェライト+パーライト組織を主体とする棒鋼または線材を軟化焼鈍すると、軟化焼鈍前にフェライトであった部分とパーライトであった部分でセメンタイトの密度が大きく異なるためである。

30

【0069】

(C) 本発明に係る冷間鍛造用鋼材の製造方法の一例

軟化焼鈍後のセメンタイトの個々のサイズ、個々のアスペクト比および平均アスペクト比に対して、鋼の化学組成、鋳片および鋼片の製造条件、鋳片および鋼片における成分元素の偏析、熱間圧延棒鋼または線材の製造条件である圧延条件およびその後の冷却速度、さらには軟化焼鈍条件などが影響する。

【0070】

そこで、本発明に係る冷間鍛造用鋼材のミクロ組織を得る方法の一例として、C： $0.20 \sim 0.25\%$ 、Si： $0.2 \sim 0.8\%$ 、Mn： $0.5 \sim 0.8\%$ およびCr： $0.8 \sim 1.3\%$ を含有する鋼を用いた場合について示す。本発明の冷間鍛造用鋼材の製造方法は、これに限るものではない。

40

【0071】

1 鋼を溶製し、鋳片を製造する。このとき、凝固途中の鋳片に圧下を加える。

【0072】

2 製造された鋳片を加熱温度 $1250 \sim 1300$ 、加熱時間300分以上の条件で加熱してから分塊圧延する。

【0073】

3 分塊圧延後の鋼片の冷却は放冷とする。

50

【 0 0 7 4 】

4 鋼片の加熱温度を 1 2 3 0 ~ 1 2 8 0 、かつ、加熱時間を 9 0 分以上として熱間圧延する。

【 0 0 7 5 】

5 熱間圧延仕上げ温度を 9 5 0 ~ 1 0 5 0 とし、仕上げ圧延後は大気中で放冷（以下、「空冷」という。）し 6 0 0 以下の温度まで冷却する。なお、熱間圧延での仕上げ圧延後の冷却は、空冷して室温まで冷却する必要はない。6 0 0 以下の任意の温度に至った時点で、放冷、ミスト冷却、水冷など、適宜の手段に変更して室温まで冷却してもよい。

【 0 0 7 6 】

6 鋼片から熱間圧延棒鋼または線材への圧延比（鋼片の断面積 / 棒鋼または線材の断面積）が 8 以上、棒鋼または線材の直径を 1 5 ~ 4 0 mm として熱間圧延する。

【 0 0 7 7 】

7 室温まで冷却した熱間圧延棒鋼または線材に対して、例えば次の条件で軟化焼鈍を施す。

7 2 0 まで 2 0 0 分で昇温させ、加熱時間を 1 8 0 分として加熱する。次いで、6 0 0 まで 3 6 0 分で冷却し、その後、空冷して室温まで冷却する。

【 0 0 7 8 】

本明細書において、加熱温度とは加熱炉の炉内温度の平均値、加熱時間とは在炉時間を意味する。

【 0 0 7 9 】

熱間圧延の仕上げ温度とは、熱間圧延で所定のサイズに仕上げ成形した最終圧延機出側での棒鋼または線材の表面温度を指す。

【 0 0 8 0 】

仕上げ圧延後の冷却速度および温度も、棒鋼または線材の表面での冷却速度および温度を指す。

【 0 0 8 1 】

軟化焼鈍条件における 7 2 0 および 6 0 0 は、棒鋼または線材の表面での温度を指す。

【 0 0 8 2 】

以下、実施例により本発明をさらに詳しく説明する。

【 実施例 】

【 0 0 8 3 】

表 1 に示す化学組成を有する鋼 A ~ J を 7 0 トン転炉で溶製した。

【 0 0 8 4 】

鋼 A ~ G は、本発明で規定する化学組成を有する鋼である。鋼 H ~ J は、化学組成が本発明で規定する条件から外れた比較例の鋼である。

【 0 0 8 5 】

10

20

30

【表 1】

表 1

鋼	化学組成										残留：Feおよび不純物				
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Al	Nb	V	Ti	N	O
A	0.19	0.20	0.79	0.015	0.010	-	-	1.15	-	0.031	-	-	0.001	0.0165	0.0010
B	0.28	0.91	1.95	0.019	0.038	-	-	2.76	-	0.043	-	-	0.002	0.0222	0.0018
C	0.12	0.07	0.46	0.011	0.009	-	-	0.67	-	0.022	-	-	0.001	0.0128	0.0009
D	0.19	0.18	0.80	0.013	0.013	-	-	1.15	-	0.031	0.038	0.067	0.001	0.0246	0.0010
E	0.19	0.25	0.99	0.013	0.011	-	-	1.23	-	0.033	0.041	-	0.001	0.0235	0.0010
F	0.18	0.23	0.79	0.013	0.010	-	-	1.18	0.23	0.035	-	-	0.001	0.0178	0.0009
G	0.18	0.18	0.81	0.015	0.011	0.14	0.50	1.17	0.20	0.033	0.040	-	-	0.0172	0.0008
H	*0.08	*0.04	0.83	0.015	0.017	-	-	*0.44	-	0.028	-	-	-	0.0166	0.0008
I	*0.36	0.18	*2.20	0.014	0.011	-	-	1.12	-	0.025	-	-	0.002	0.0154	0.0008
J	0.18	0.20	0.81	0.013	0.013	-	-	1.16	-	*0.057	-	-	0.002	*0.0354	0.0009

*印は本発明で規定する条件から外れていることを示す。

【0086】

鋼A～Jの溶鋼を連続鋳造して、400mm×300mm角の鋳片（ブルーム）を作製した。作製された鋳片を、600℃まで冷却した。なお、連続鋳造において、凝固途中の段階で鋳片に圧下を加えた。

【0087】

上記の600℃まで冷却した鋳片を、加熱温度1280℃、加熱時間360分の条件で加熱した後、分塊圧延して180mm×180mm角の鋼片を作製し、空冷して室温まで

10

20

30

40

50

冷却した。

【0088】

さらに、上記180mm×180mm角の鋼片を、加熱温度1250、加熱時間100分の条件で加熱した後、仕上げ温度を1050として熱間圧延し、仕上げ圧延後は空冷し、直径30mmの棒鋼を得た。

【0089】

各試験番号について、上記のようにして得た直径30mmの熱間圧延棒鋼の一部を用いて、先ず、その長手方向に垂直、かつ、中心部を含む断面である「横断面」を切り出した。

【0090】

次いで、上記の横断面を鏡面研磨してナイトルで腐食した試験片について、倍率400倍で、光学顕微鏡を用いて観察し、次に述べる軟化焼鈍を行う前の棒鋼のミクロ組織における「相」の同定を行った。さらに、ミクロ組織に占めるフェライト+パーライト組織およびベイナイトの面積割合も調査した。

【0091】

上記のようにして得た軟化焼鈍を行う前の直径30mmの各棒鋼のミクロ組織は、90%以上がフェライト+パーライト組織であり、ベイナイトの面積割合は10%以下であった。

【0092】

各試験番号について、上記のようにして得た直径30mmの棒鋼の残りをを用いて、軟化焼鈍を施した。すなわち、棒鋼を表2に示す温度まで200分で昇温させ、加熱時間を180分として加熱した。次いで、600まで360分で冷却し、その後、空冷して室温まで冷却した。

【0093】

10

20

【表 2】

表 2

試験 番号	鋼	軟化焼鈍のた めの昇温温度 (°C)	試験 番号	鋼	軟化焼鈍のた めの昇温温度 (°C)
1	A	680	18	E	720
2	A	700	19	E	740
3	A	720	20	E	760
4	A	740	21	F	680
5	B	760	22	F	700
6	B	680	23	F	720
7	B	700	24	F	740
8	B	720	25	G	760
9	C	740	26	G	680
10	C	760	27	G	700
11	C	680	28	G	720
12	C	700	29	*H	700
13	D	720	30	*H	720
14	D	740	31	*I	700
15	D	760	32	*I	720
16	D	680	33	*J	700
17	E	700	34	*J	720

*印は本発明で規定する化学組成条件から外れた鋼であることを示す。

10

20

30

【0094】

各試験番号について、上記軟化焼鈍を施した直径30mmの棒鋼の一部を用いて、「横断面」を切り出した。

【0095】

次いで、上記の横断面を鏡面研磨してナイタルで腐食した試験片について、倍率400倍で、光学顕微鏡を用いて観察して、ミクロ組織における「相」の同定を行った。

【0096】

また、次のようにして、長径が0.5μm以上のセメンタイトの平均アスペクト比を求めた。

【0097】

前記のミクロ組織における「相」の同定を行った試験片について、その横断面を再度鏡面研磨した。

【0098】

次いで、横断面をピクルルで腐食した後、倍率4000倍で、各視野の大きさを15μm×15μm(=225μm²)として、走査型電子顕微鏡を用いて、長径が0.5μm以上のセメンタイトが30個以上存在する視野をランダムに10視野観察した。そして、まず、各視野における長径が0.5μm以上である個々のセメンタイトの平均アスペクト比を求めた後に、視野毎の平均アスペクト比を算術平均して、10視野における平均アスペクト比を求めた。

40

【0099】

50

各試験番号について、上記の軟化焼鈍を施した直径30mmの棒鋼の残りを、冷間鍛造の代わりに冷間で引抜きにより歪を与え、その引抜き後の被削性で冷間鍛造後の被削性を評価することとした。

【0100】

すなわち、軟化焼鈍を施した直径30mmの棒鋼の残りを、減面率30.6%で冷間引抜きして、直径25mmの棒鋼にした。この冷間引抜きした棒鋼を長さ500mmに切断して、旋削加工用の試験材を得た。

【0101】

このようにして得た直径25mmで長さ500mmの試験材の外周部を、NC旋盤を用いて、下記の条件で旋削加工し、切削開始から1～2分の間での切粉長さの平均値から、被削性を調査した。

10

【0102】

<使用チップ>

母材材質：超硬P20種グレード、

コーティング：なし。

<旋削加工条件>

周速：250m/分、

送り：0.25mm/rev、

切り込み：1.0mm、

潤滑：水溶性切削油を使用。

20

【0103】

なお、上記旋削加工において、被削性としての「切粉長さ」は、浸炭用肌焼鋼として一般的であるJIS規格SCr420Hを満たす鋼Aの直径30mmの熱間圧延棒鋼の一部を用いて、前述した軟化焼鈍を施すことなく熱間圧延ままの状態から、減面率30.6%で冷間引抜きして得た直径25mmの棒鋼を、長さ500mmに切断した試験材について、上記と同様の旋削加工を行い、得られた切粉長さの平均値を基準値「100」とし、この基準値と比較して評価した。

【0104】

なお、上記被削性評価の基準となる鋼Aの直径30mmの熱間圧延棒鋼は、前述のとおり、180mm×180mm角の鋼片を、加熱温度1250、加熱時間100分の条件で加熱した後、仕上げ温度を1050として熱間圧延し、仕上げ圧延後は空冷して得たものである。そして、既に述べた方法で調査したマイクロ組織は、具体的には、95%がフェライト+パーライト組織であり、ベイナイトの面積割合は5%であった。

30

【0105】

被削性の目標は、上記の基準値を50%以上下回ることにした。

【0106】

表3に、上記の各調査結果を示す。

【0107】

【表 3】

表 3

試験 番号	鋼	軟化焼鈍した棒鋼のミクロ組織		被削性 [切粉長さ]	備考
		相	長径 $\geq 0.5\mu\text{m}$ の θ の 平均アスペクト比		
1	A	F+ θ	* 15.4	# 87	比
2	A	F+ θ	7.8	40	本
3	A	F+ θ	6.4	35	本
4	A	F+ θ	* 3.4	# 79	比
5	B	F+ θ	* 1.5	# 88	比
6	B	F+ θ	* 11.5	# 74	比
7	B	F+ θ	8.1	43	本
8	B	F+ θ	5.9	30	本
9	C	F+ θ	* 4.0	# 58	比
10	C	F+ θ	* 2.1	# 90	比
11	C	F+ θ	* 17.8	# 90	比
12	C	F+ θ	6.8	35	本
13	D	F+ θ	5.5	28	本
14	D	F+ θ	* 3.2	# 75	比
15	D	F+ θ	* 2.0	# 94	比
16	D	F+ θ	* 19.0	# 95	比
17	E	F+ θ	7.5	36	本
18	E	F+ θ	6.9	39	本
19	E	F+ θ	* 3.0	# 65	比
20	E	F+ θ	* 2.0	# 94	比
21	F	F+ θ	* 14.8	# 84	比
22	F	F+ θ	9.0	43	本
23	F	F+ θ	5.8	35	本
24	F	F+ θ	* 3.0	# 70	比
25	G	F+ θ	* 1.9	# 85	比
26	G	F+ θ	* 15.4	# 87	比
27	G	F+ θ	6.7	40	本
28	G	F+ θ	5.7	29	本
29	* H	F+ θ	7.4	# 88	比
30	* H	F+ θ	5.5	# 67	比
31	* I	F+ θ	6.5	# 68	比
32	* I	F+ θ	5.9	# 70	比
33	* J	F+ θ	8.0	# 79	比
34	* J	F+ θ	6.3	# 65	比

軟化焼鈍した棒鋼のミクロ組織欄の相は「F」がフェライト、「 θ 」がセメンタイトを指す。
 被削性欄の「切粉長さ」は、浸炭用肌焼鋼として一般的である鋼Aの冷間引抜き棒鋼を用いた旋削試験で得られた切粉長さの平均値を基準値「100」とし、この基準値と比較して評価したものである。
 備考欄の「本」は本発明例、「比」は比較例であることを示す。
 *印は本発明で規定する条件から外れていることを示す。
 #印は本発明の目標に達していないことを示す。

【0108】

表3から、本発明で規定する条件を満たす「本発明例」の試験番号の場合には、目標とする被削性が得られていることが明らかである。

【0109】

これに対して、本発明で規定する条件から外れる「比較例」の試験番号の場合には、目標とする被削性が得られていないことが明らかである。

【産業上の利用可能性】

10

20

30

40

50

【 0 1 1 0 】

本発明の冷間鍛造用鋼材は、冷間鍛造後の被削性に優れている。このため、自動車、産業機械用の歯車、シャフト、プーリーなどの鋼製機械部品の素材として好適に用いることができる。

フロントページの続き

- (72)発明者 白井 佑介
大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号 住友金属工業株式会社内
- (72)発明者 大橋 徹也
大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号 住友金属工業株式会社内

審査官 鈴木 葉子

- (56)参考文献 特開2012-126953(JP,A)
特開2010-168628(JP,A)
特開2009-155687(JP,A)
特開2009-052062(JP,A)
特開2007-063589(JP,A)

- (58)調査した分野(Int.Cl., DB名)
- | | |
|------|---------------|
| C22C | 38/00 - 38/60 |
| C21D | 1/02 - 1/84 |
| C21D | 7/00 - 8/10 |
| B21J | 5/00 |