

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第5152441号
(P5152441)

(45) 発行日 平成25年2月27日(2013.2.27)

(24) 登録日 平成24年12月14日(2012.12.14)

(51) Int.Cl.		F I
C 2 2 C 38/00	(2006.01)	C 2 2 C 38/00
B 2 1 J 1/06	(2006.01)	B 2 1 J 1/06
C 2 1 D 8/00	(2006.01)	C 2 1 D 8/00
C 2 2 C 38/60	(2006.01)	C 2 2 C 38/60

請求項の数 5 (全 12 頁)

(21) 出願番号	特願2012-538121 (P2012-538121)	(73) 特許権者	000006655
(86) (22) 出願日	平成24年5月25日(2012.5.25)		新日鐵住金株式会社
(86) 国際出願番号	PCT/JP2012/063518		東京都千代田区丸の内二丁目6番1号
(87) 国際公開番号	W02012/161323	(74) 代理人	100101557
(87) 国際公開日	平成24年11月29日(2012.11.29)		弁理士 萩原 康司
審査請求日	平成24年8月20日(2012.8.20)	(74) 代理人	100096389
(31) 優先権主張番号	特願2011-118351 (P2011-118351)		弁理士 金本 哲男
(32) 優先日	平成23年5月26日(2011.5.26)	(74) 代理人	100095957
(33) 優先権主張国	日本国(JP)		弁理士 亀谷 美明
早期審査対象出願		(72) 発明者	寺本 真也
			東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新
			日本製鐵株式会社内
		(72) 発明者	高田 啓督
			東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新
			日本製鐵株式会社内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 機械構造用鋼部品およびその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

質量%で、

C : 0 . 0 5 ~ 0 . 2 0 %、

S i : 0 . 1 0 ~ 1 . 0 0 %、

M n : 0 . 7 5 ~ 3 . 0 0 %、

P : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 5 0 %、

S : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 2 0 0 %、

V : 0 . 2 5 超 ~ 0 . 5 0 %、

C r : 0 . 0 1 ~ 1 . 0 0 %、

A l : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 5 0 0 %、

N : 0 . 0 0 8 0 ~ 0 . 0 2 0 0 %

を含有し、残部がF e 及び不可避免的不純物よりなる鋼からなり、

鋼組織が、面積率が95%以上がベイナイト組織を含有し、

ベイナイトラスの幅が5 μ m以下であり、

ベイナイト組織中に平均粒径4 n m以上、7 n m以下のV炭化物が分散して存在し、

ベイナイト組織中のV炭化物の面積率が0 . 1 8 %以上である、機械構造用鋼部品。

【請求項2】

さらに、質量%で、

C a : 0 . 0 0 0 3 ~ 0 . 0 1 0 0 %、

Mg : 0.0003 ~ 0.0100 %、

Zr : 0.0005 ~ 0.1000 %

のうちの1種または2種以上を含有する、請求項1に記載の機械構造用鋼部品。

【請求項3】

さらに、質量%で、

Mo : 0.01 ~ 1.00 %、

Nb : 0.001 ~ 0.200 %

のうちの1種または2種を含有する、請求項1または2に記載の機械構造用鋼部品。

【請求項4】

20 でのシャルピー吸収エネルギーが 80 J/cm^2 以上であり、耐久比が0.60以上である、請求項1に記載の機械構造用鋼部品。 10

【請求項5】

質量%で、

C : 0.05 ~ 0.20 %、

Si : 0.10 ~ 1.00 %、

Mn : 0.75 ~ 3.00 %、

P : 0.001 ~ 0.050 %、

S : 0.001 ~ 0.200 %、

V : 0.25 超 ~ 0.50 %、

Cr : 0.01 ~ 1.00 %、 20

Al : 0.001 ~ 0.500 %、

N : 0.0080 ~ 0.0200 %

を含有し、残部がFe及び不可避免的不純物よりなる鋼材を、1100 以上、1300

以下に加熱して熱間鍛造し、

該熱間鍛造後、300 までにおける平均冷却速度を3 /秒以上、120 /秒以下で冷却し、

該冷却後、550 以上、700 以下の温度範囲内で時効処理を施す、機械構造用鋼部品の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】 30

【0001】

本発明は、自動車を始めとする輸送機器や産業機械などの機械構造用鋼部品およびその製造方法に関し、特に被削性を低下させることなく、高疲労強度と高靱性を有する機械構造用鋼部品、およびその製造方法に関するものである。本願は、2011年5月26日に日本に出願された特願2011-118351号に基づき優先権を主張し、その内容をここに援用する。

【背景技術】

【0002】

旧来、自動車や産業機械等の機械構造部品の多くは、素材棒鋼などの鋼材から部品形状に熱間鍛造された後、再加熱され、焼入れ焼戻しの調質処理が施されて、高強度および高靱性が付与されていた。近年では、製造コストの低減の観点から、焼入れ焼戻しの調質処理工程の省略が進められおり、例えば、特許文献1などに見られるように、熱間鍛造のままでも、高強度および高靱性を付与できる非調質鋼が提案されてきた。しかしながら、これら高強度高靱性の非調質鋼の機械構造用鋼部品への適用において、実際に障害となるものは高疲労強度化と被削性を両立させることである。 40

【0003】

一般に疲労強度は引張強さに依存するとされ、引張強さを高くすれば疲労強度は高くなる。その一方で引張強さの上昇は被削性を低下する。機械構造用鋼部品の多くは、熱間鍛造後、切削加工を必要とし、その切削コストは部品の製造コストの大半を占める。引張強さの上昇による被削性の低下は、部品の製造コストの大幅な増加につながる。一般に引張強 50

さが1200MPaを超えると著しく被削性が低下し、製造コストが大幅に増加するため、この強度を超える高強度化は実用上困難である。従って、これら機械構造用部品において、被削性の低下による切削コストの増加は高疲労強度化のネックであり、高疲労強度化と被削性の両立技術が求められている。

【0004】

高強度でありながら被削性を確保させる従来の知見として、例えば、特許文献2では、鋼中に多量のVを添加し、時効処理により析出したV炭窒化物が機械加工時に工具面に付着して保護し、工具摩耗の防止に効果のあることを提案している。しかしながら、被削性を確保するためには、多量のVが必要となり、高合金のため熱間延性が著しく低い。このような鋼を用いた場合、鑄造時に発生する割れや疵と、その後の熱間加工、すなわち素材棒鋼の熱間圧延や、部品の熱間鍛造時の疵発生の問題が生じる。

10

【0005】

高疲労強度化と被削性を両立させる手段として、疲労強度と引張強さの比、すなわち耐久比（疲労強度/引張強さ）を向上させることが有効である。例えば、特許文献3では、ベイナイト主体の金属組織とし組織中の高炭素島状マルテンサイトおよび残留オーステナイトを低減することが有効であると提案されている。しかしながら、耐久比は高々0.56以下であり、被削性を低下させることなく、強度を高めるには限界があり、疲労強度はいずれも低い。

【0006】

また、例えば、特許文献4では、800～1050の温度域での亜熱間鍛造によって成形後、微細フェライト-ベイナイト組織とし、その後の時効処理によってV炭窒化物を析出することが有効であると提案されている。一般に、高耐久比化を図ると靱性が低下する傾向を示すが、亜熱間鍛造によりフェライト-ベイナイト組織を微細化することで靱性が改善される。しかしながら、靱性の必要な機械構造用鋼部品において、その靱性の改善は小さい。また800～1050の温度域での亜熱間鍛造では、鍛造負荷が大きく、型の寿命を著しく低下するため工業上、生産が困難である。

20

【0007】

また、例えば、特許文献5、6では、鋼中にTi炭化物やV炭化物を析出させて強度を高める方法が提案されている。しかし、Tiが含有されていると、Tiは炭化物より優先的に高温で窒化物となるため、粗大なTi窒化物が生成され、析出強化に寄与しないだけでなく、衝撃値も著しく低下してしまう。

30

【先行技術文献】

【特許文献】

【0008】

【特許文献1】特開平1-198450号公報

【特許文献2】特開2004-169055号公報

【特許文献3】特開平4-176842号公報

【特許文献4】特許3300511号公報

【特許文献5】特開2011-241441号公報

【特許文献6】特開2009-84648号公報

40

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0009】

本発明は、通常の熱間鍛造でも、その後の冷却および熱処理で部品内の組織を制御することによって被削性を低下させることなく、疲労強度、靱性を向上させた機械構造用鋼部品、およびその製造方法を提供することを目的とする。

【課題を解決するための手段】

【0010】

本発明は、熱間鍛造後に、比較的速い冷却速度で冷却することで主体組織を微細なベイナイトとした上で、時効処理にてベイナイト組織中にV炭化物を析出させ、そのサイズや

50

分散状態を制御することにより、高シャルピー吸収エネルギーおよび高耐久比を有し、被削性を低下させることなく、疲労強度、靱性を向上させた機械構造用鋼部品を得ることを見出し、本発明を完成した。

【 0 0 1 1 】

本発明の要旨は、以下の通りである。

【 0 0 1 2 】

(1)

質量%で、

C : 0 . 0 5 ~ 0 . 2 0 %、

Si : 0 . 1 0 ~ 1 . 0 0 %、

Mn : 0 . 7 5 ~ 3 . 0 0 %、

P : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 5 0 %、

S : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 2 0 0 %、

V : 0 . 2 5 超 ~ 0 . 5 0 %、

Cr : 0 . 0 1 ~ 1 . 0 0 %、

Al : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 5 0 0 %、

N : 0 . 0 0 8 0 ~ 0 . 0 2 0 0 %

を含有し、残部がFe及び不可避免的不純物よりなる鋼からなり、

鋼組織が、面積率で95%以上がベイナイト組織を含有し、

ベイナイトラスの幅が5 μm以下であり、

ベイナイト組織中に平均粒径4 nm以上、7 nm以下のV炭化物が分散して存在し、

ベイナイト組織中のV炭化物の面積率が0.18%以上である、機械構造用鋼部品。

(2)

さらに、質量%で、

Ca : 0 . 0 0 0 3 ~ 0 . 0 1 0 0 %、

Mg : 0 . 0 0 0 3 ~ 0 . 0 1 0 0 %、

Zr : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 1 0 0 0 %

のうちの1種または2種以上を含有する、(1)に記載の機械構造用鋼部品。

(3)

さらに、質量%で、

Mo : 0 . 0 1 ~ 1 . 0 0 %、

Nb : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 2 0 0 %

のうちの1種または2種を含有する、(1)または(2)に記載の機械構造用鋼部品。

(4)

20 でのシャルピー吸収エネルギーが80 J / cm²以上であり、耐久比が0.60以上である、(1)に記載の機械構造用鋼部品。

(5)

質量%で、

C : 0 . 0 5 ~ 0 . 2 0 %、

Si : 0 . 1 0 ~ 1 . 0 0 %、

Mn : 0 . 7 5 ~ 3 . 0 0 %、

P : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 5 0 %、

S : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 2 0 0 %、

V : 0 . 2 5 超 ~ 0 . 5 0 %、

Cr : 0 . 0 1 ~ 1 . 0 0 %、

Al : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 5 0 0 %、

N : 0 . 0 0 8 0 ~ 0 . 0 2 0 0 %

を含有し、残部がFe及び不可避免的不純物よりなる鋼材を、1100 以上、1300

以下に加熱して熱間鍛造し、

該熱間鍛造後、300 までにおける平均冷却速度を3 / 秒以上、120 / 秒以下で

10

20

30

40

50

冷却し、

該冷却後、550 以上、700 以下の温度範囲内で時効処理を施す、機械構造用鋼部品の製造方法。

【発明の効果】

【0013】

本発明によれば、鋼成分範囲、組織形態および熱処理条件を選択することにより、切削コストを増加することなく、高疲労強度・高靱性の機械構造用鋼部品を提供することが可能となり、産業上極めて効果の大きいものである。

【発明を実施するための形態】

【0014】

本発明者は、上述した目的に対し、鋼成分範囲、組織形態、および熱処理条件について鋭意検討し、その結果、以下の(a)~(d)を知見した。

【0015】

(a)面積率で95%以上のベイナイト組織で、ベイナイトラスの幅が5 μ m以下の微細組織にした上で、時効処理にてベイナイト組織中に微細なV炭化物を分散させることによって、従来の非調質鋼より高い耐久比が得られる。時効処理で微細なV炭化物が析出することによって、引張強さおよび疲労強度はいずれも上昇する。しかし、時効処理の温度が一定以上高くなると、V炭化物が粗大化し引張強さ向上しなくなり、一方、疲労強度は更に上昇する。その結果、時効処理の温度が一定以上高くなると、耐久比が向上する。

【0016】

(b)面積率で95%以上のベイナイト組織で、ベイナイトラスの幅が5 μ m以下の微細組織であれば、20 でのUノッチシャルピー吸収エネルギーが80J/cm²以上、耐久比が0.60以上の高靱性、高耐久比が得られる。従来の非調質鋼(耐久比は0.48程度)において、耐久比を0.60以上に向上させるということは、例えば、引張強さ1100MPaの場合、引張強さを上げることなく疲労強度を約130MPa以上向上させることを意味する。被削性は引張強さに強く依存する。引張強さを上げることなく、疲労強度だけを向上させることができれば、被削性を低下させることなく疲労強度を向上し、被削性と高疲労強度化が両立される。

【0017】

(c)低C、高NおよびV添加した鋼材を熱間鍛造成形した後、300 までにおける平均冷却速度を3 /秒以上、120 /秒以下の速度範囲に設定することで、通常の熱間鍛造でも所望の微細なベイナイト組織が得られる。

【0018】

(d)鋼中にTiが含有されていると、Tiは炭化物より優先的に高温で窒化物となるため、粗大なTi窒化物が生成され、析出強化に寄与しないだけでなく、衝撃値も著しく低下してしまう。それに対して、Vはオーステナイト化した時の溶解量が多く、その一部が窒化物となっても、窒化物の量は少なく、溶解したVのほとんどが、時効処理によってV炭化物となって析出し、大きな析出強化量が得られる。

【0019】

本発明は、これらの知見に基づいて、さらに検討を重ねて初めて完成したものである。

【0020】

以下、本発明について詳細に説明する。まず、上述した機械構造用鋼部品の鋼成分範囲の限定理由について説明する。ここで、成分についての「%」は、質量%を意味する。

【0021】

C: 0.05~0.20%

Cは、鋼の強度を決める重要な元素である。部品として十分に強度を得るためには、下限は0.05%とする。他の合金元素に比べて合金コストは安く、Cを多量に添加することができれば鋼材の合金コストは低減できる。しかしながら、多量のCを添加すると、ベイナイト変態時にラスの境界にCが濃縮した残留オーステナイトや島状マルテンサイトが生成し、靱性や耐久比が低下するため、上限は0.20%とする。

10

20

30

40

50

【 0 0 2 2 】

S i : 0 . 1 0 ~ 1 . 0 0 %

S i は、鋼の強度を高める元素として、また脱酸元素として有効な元素である。これら効果を得るためには、下限は 0 . 1 0 % とする。また S i はフェライト変態を促進する元素であり、1 . 0 0 % 超では、旧オーステナイトの粒界にフェライトが生成し、疲労強度、耐久比が顕著に低下するため、上限は 1 . 0 0 とする。

【 0 0 2 3 】

M n : 0 . 7 5 ~ 3 . 0 0 %

M n は、ベイナイト変態を促進する元素であり、熱間鍛造後の冷却過程で組織をベイナイトとするために重要な元素である。さらに S と結合して硫化物を形成し、被削性を向上させる効果があり、またオーステナイト粒の成長を抑制し高靱性を維持する効果もある。これら効果を発揮するためには、下限は 0 . 7 5 % とする。一方、3 . 0 0 % 超の M n 量を添加すると素地の硬さが大きくなり脆くなるため、かえって靱性や被削性が顕著に低下する。上限は 3 . 0 0 % とする。

10

【 0 0 2 4 】

P : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 5 0 %

P は、鋼中に不可避的不純物として通常、0 . 0 0 1 % 以上は含有しているため、下限を 0 . 0 0 1 % とする。そして、含有された P は旧オーステナイトの粒界等に偏析し、靱性を顕著に低下するため、上限は 0 . 0 5 0 % に制限する。好ましくは 0 . 0 3 0 % 以下であり、より好ましくは 0 . 0 1 0 % 以下である。

20

【 0 0 2 5 】

S : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 2 0 0 %

S は、M n と硫化物を形成し、被削性を向上させる効果があり、またオーステナイト粒の成長を抑制し高靱性を維持する効果もある。これら効果を発揮するためには、下限は 0 . 0 0 1 % とする。しかし、M n 量にも依存するが、多量に添加すると靱性等の機械的性質に異方性が大きくなることから、上限は 0 . 2 0 0 % とする。

【 0 0 2 6 】

V : 0 . 2 5 超 ~ 0 . 5 0 %

V は、炭化物を形成し、ベイナイト組織を析出強化し強度、耐久比を高めるのに有効な元素である。この効果を十分に得るには、0 . 0 5 % 以上の含有量が必要である。一方、0 . 5 0 % を超えると、効果は飽和して合金コストがかさむだけでなく、熱間延性が著しく低下するため、素材棒鋼の熱間圧延や、部品の熱間鍛造時の疵発生の問題が生じる。本願発明では、特に、強度と耐久比の向上を図るために、V の範囲を、0 . 2 5 超 ~ 0 . 5 0 % とする。

30

【 0 0 2 7 】

C r : 0 . 0 1 ~ 1 . 0 0 %

C r は、ベイナイト変態を促進するのに有効な元素である。その効果を得るには 0 . 0 1 % 以上添加するが、1 . 0 0 % を超えて添加しても、その効果は飽和して合金コストがかさむだけである。したがって、C r の含有量は 0 . 0 1 ~ 1 . 0 0 % とする。

【 0 0 2 8 】

A l : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 5 0 0 %

A l は、脱酸やオーステナイト粒の成長を抑制し高靱性を維持するのに有効である。さらに A l は機械加工時に酸素と結合して工具面に付着し、工具摩耗の防止に効果がある。これら効果を発揮するためには、下限は 0 . 0 0 1 % とする。一方、0 . 5 0 0 % 超では多量の硬質介在物を形成し靱性、耐久比および被削性のいずれも低下する。したがって、上限は 0 . 5 0 0 % とする。

40

【 0 0 2 9 】

N : 0 . 0 0 8 0 ~ 0 . 0 2 0 0 %

N は、V、A l 等の各種合金元素と窒化物を形成し、オーステナイト粒の成長抑制やベイナイト組織の微細化により強度を高めても高靱性を維持し、さらに高耐久比を得るため

50

に重要な元素である。この効果を得るには、下限は0.0080%とする。一方、0.0200%を超えると、その効果は飽和する。さらに熱間延性が著しく低下し、素材棒鋼の熱間圧延や部品の熱間鍛造時の疵発生の問題が生じるため、上限は0.0200%とする。

【0030】

Ca: 0.0003 ~ 0.0100%、Mg: 0.0003 ~ 0.0100%、Zr: 0.0005 ~ 0.1000%

本発明では、Ca、Mg、Zrは必須ではない。これらCa: 0.0003 ~ 0.0100%、Mg: 0.0003 ~ 0.0100%、Zr: 0.0005 ~ 0.1000%のうちの1種または2種以上を含有しても良い。

10

【0031】

Ca、Mg、Zrは、いずれも酸化物を形成し、Mn硫化物の晶出核となりMn硫化物を均一微細分散する効果がある。また、いずれの元素もMn硫化物中に固溶し、その変形能を低下させ、圧延や熱間鍛造後のMn硫化物形状の伸延を抑制し、靱性等の機械的性質の異方性を小さくする効果がある。これら効果を発揮するには、Ca、Mgの下限は0.0003%とし、Zrの下限は0.0005%とする。一方、Ca、Mgは0.0100%を超えると、Zrは0.1000%を超えると、かえってこれら酸化物や硫化物等の硬質介在物を多量に生成し、靱性、耐久比および被削性は低下する。したがって、Ca、Mgの上限は0.0100%とし、Zrの上限は0.1000%とする。

【0032】

Mo: 0.01 ~ 1.00%、Nb: 0.001 ~ 0.200%

本発明では、Mo、Nbは必須ではない。これらMo: 0.01 ~ 1.00%、Nb: 0.001 ~ 0.200%のうちの1種または2種を含有しても良い。

20

【0033】

Mo、Nbは、Vと同様に、炭化物を形成し、ベイナイト組織を析出強化し強度、耐久比を高めるのに有効な元素である。この効果を得るには、Moの下限は0.01%とし、Nbの下限は0.001%とする。いずれも必要以上に添加しても効果は飽和し合金コストの上昇を招くだけである。したがって、Moの上限は1.00%とし、Nbの上限は0.200%とする。

【0034】

次に、本発明の機械構造用鋼部品の鋼組織の限定理由について説明する。

30

【0035】

面積率で95%以上のベイナイト組織

組織を面積率で95%以上のベイナイト組織に規定したのは、主体組織がベイナイト組織であれば高靱性、高耐久比を有するものの、その残部組織であるフェライト、残留オーステナイトまたは島状マルテンサイトが面積率で5%以上存在する場合、靱性、耐久比は著しく低下するためである。これら残部組織が少なければ少ないほど、靱性、耐久比は高く、好ましくはベイナイト組織が面積率で97%以上である。

【0036】

ベイナイトラス幅が5 μm以下

さらに、ベイナイトラスの幅が5 μm以下に規定されるのは、その幅が5 μm超では比較的高温で変態したベイナイト組織でラス境界には粗大なセメントイトが析出し、靱性、耐久比が低いためである。ラス幅が狭いほど、低温で変態したベイナイト組織であり、セメントイトのサイズも小さくなり、より高靱性、高耐久比を有する。したがって、好ましくはベイナイトラスの幅は3 μm以下とする。

40

【0037】

ベイナイト組織中に平均粒径4 nm以上、7 nm以下のV炭化物が分散して存在

ベイナイト組織中のV炭化物の平均粒径を4 nm以上に規定したのは、その平均粒径が4 nm未満では、高い疲労強度を有するが同時に引張強さも高く、耐久比の値としては小さくなり、高疲労強度化と被削性の両立は実現できないからである。また、V炭化物の平

50

均粒径の上限値を7nmに規定したのは、その平均粒径が7nm超では、引張強さだけでなく疲労強度も著しく低下し、高疲労強度化を達成できないからである。

【0038】

ベイナイト組織中のV炭化物の面積率が0.18%以上

さらに、ベイナイト組織中のV炭化物の面積率を0.18%以上に規定したのは、0.18%未満では析出強化量が小さく、耐久比が低いためである。

【0039】

なお、Mo、Nbを含有する場合、V炭化物の他に、ベイナイト組織中に平均粒径4nm以上、7nm以下のMo炭化物、Nb炭化物も分散して存在することとなる。その場合、ベイナイト組織中において、それらV炭化物、Mo炭化物、Nb炭化物の合計の面積率が0.18%以上である。

10

【0040】

次に、本発明の機械構造用鋼部品の製造方法について説明する。

【0041】

先ず、上述した成分組成を含有し、残部がFe及び不可避免的不純物よりなる鋼材(棒鋼、鋼板等)を、1100以上、1300以下に加熱して熱間鍛造する。上述した成分組成からなる鋼材を1100以上、1300以下に加熱することを規定したのは、熱間鍛造前の加熱によってV、Mo、Nbを鋼中に十分に溶体化させるためである。ここで溶体化したV、Mo、Nbが、後の時効処理において、V、Mo、Nbの炭化物となって、ベイナイト組織中に分散して析出する。加熱温度1100未満では、V、Mo、Nbを鋼中に十分に溶体化させることができず、その後の時効処理での析出強化量が小さく、疲労強度、耐久比は低くなる。一方、1300を超えて必要以上に加熱温度を上げるとは、オーステナイト粒の成長を促し、その後の冷却過程で変態した組織が粗大となり靱性、耐久比が低下する。したがって、鋼材の加熱温度を1100以上、1300以下とした。

20

【0042】

熱間鍛造した後、次に、300までにおける平均冷却速度を3/秒以上、120/秒以下で冷却する。300までにおける平均冷却速度を3/秒以上、120/秒以下に規定したのは、面積率で95%以上のベイナイト組織とし、ベイナイトラスの幅を5μm以下とするためである。300未満の温度領域では、本発明で規定するベイナイト率、ベイナイトラス幅が、冷却速度によって変化しないことから、熱間鍛造した後から300までの冷却速度を制限することとした。平均冷却速度が3/秒未満では、旧オーステナイト粒界に沿って面積率で5%以上のフェライトが生成し、またベイナイトラスの幅が5μm超となり、靱性、疲労強度および耐久比を著しく低下する。一方、平均冷却速度が120/秒を超えると、ベイナイトラス境界に面積率で5%以上の残留オーステナイトや島状マルテンサイトが生成し、靱性、耐久比(疲労強度/引張強さ)を顕著に低下する。

30

【0043】

該冷却後、550以上、700以下の温度範囲内で時効処理を施す。550以上、700以下で時効処理を施すことを規定したのは、この時効処理でベイナイト組織中に微細なV炭化物やMo炭化物、Nb炭化物を析出させ、ベイナイト組織を析出強化させることにより高疲労強度、高耐久比を得るためである。時効処理温度が550未満では、V炭化物やMo炭化物、Nb炭化物の析出量が少なく十分な析出強化量が得られず疲労強度、耐久比ともに低いが、もしくは、V炭化物やMo炭化物、Nb炭化物が十分析出し高い疲労強度を有するが同時に引張強さも高いため、耐久比が低い。熱処理温度の下限は550とする。一方、処理温度700を超えると、V炭化物やMo炭化物、Nb炭化物が粗大化し、十分な析出強化量が得られず引張強さ、疲労強度ともに低く、高疲労強度化を達成できない。そのため、上限は700とする。上述した規定の温度範囲内では、時効処理の温度が高いほど、耐久比は向上するため、好ましくは600以上であり、より好ましくは650以上とする。

40

50

【0044】

なお、本発明によって高疲労強度、高靱性を有する機械構造用鋼部品が得られるが、被削性を十分に確保するためには、引張強さは1200MPa以下にすることが望ましい。

【実施例】

【0045】

本発明を実施例によって以下に説明する。なお、これら実施例は本発明の技術的意義、効果を説明するためのものであり、本発明の範囲を限定するものではない。

【0046】

表1に示す化学組成の鋼を100kg真空溶解炉にて溶製した。これを直径55mmの棒鋼に圧延後、鍛造用試験片を切り出し、表1に示す加熱温度に加熱して熱間鍛造した。熱間鍛造した後、300までの冷却方法は油冷、水冷または空冷を行い、冷却速度を制御し、その後、300未満では空冷とした。平均冷却速度は、熱間鍛造した後の試験片の温度から300を差し引いた値を、熱間鍛造した後300まで冷却するのに要した時間で割って求めた。その後、表1に示す時効温度で、時効処理を施した。なお、表1の下線部は本発明の範囲外条件である。

10

【0047】

これら鍛造材の中央部よりJIS Z 2201の14号引張試験片、JIS Z 2274の1号回転曲げ疲労試験片、およびJIS Z 2202の2mmUノッチ衝撃試験片を採取し、引張強さ、20シャルピー吸収エネルギー、および疲労強度を求めた。ここで、疲労強度は回転曲げ疲労試験にて 10^7 回転で破断せず耐久した応力振幅と定義した。また求められた疲労強度と引張強さの比を耐久比(疲労強度/引張強さ)として求めた。

20

【0048】

鍛造材のL方向の1/4厚み部から組織観察用試験片を採取した。ベイナイトの面積率は、試験片を鏡面になるまで研磨後、レペラーエッチングを行い、ベイナイト以外の残部であるフェライト、島状マルテンサイト等の組織を確認し、500倍の光学顕微鏡写真を各10視野撮影した後、画像解析により算出した。またベイナイトラスの幅は、試験片を再度、鏡面になるまで研磨後、ナイタールエッチングを行い、5000倍の走査型電子顕微鏡写真を各10視野撮影し、各視野10箇所のラス幅を測定し、その平均値を求めた。炭化物の平均粒径は、試験片を電解研磨法により薄膜に仕上げた後、透過型電子顕微鏡にて、15000倍の透過型電子顕微鏡写真を各10視野撮影し、その中で観察されたV、Mo、Nbの合金炭化物一個一個の面積を画像解析で求め、円相当直径を算出し、その平均値を求めた。また析出物の面積率は、観察面積に占める合金炭化物の全面積から算出した。なお、炭化物の同定は、透過型電子顕微鏡を用いて制限視野電子回折図形の解析やエネルギー分散形X線分光法による元素分析で行った。

30

【0049】

No.1~23の本発明例は、いずれも面積率で95%以上のベイナイト組織で、そのラス幅は5 μ m以下の微細組織であり、時効処理温度が550以上であり、平均粒径4.2nm以上、6.9nm以下のV炭化物が十分析出し、20でのシャルピー吸収エネルギーは90J/cm²以上、耐久比は0.61以上の高靱性、高耐久比を示す。被削性の確保のために引張強さは1200MPa以下ではあるが、同程度の引張強さと比較すると明らかのように、従来例No.35のフェライト・パーライト非調質鋼より高疲労強度を実現している。

40

【0050】

これに対して、比較例No.24、25はCまたはSiの含有量が多く、またNo.33、34は規定した鋼組成範囲内ではあるが、平均冷却速度が規定外で、ベイナイトラス境界にフェライトや残留オーステンサイト等の残部の量が多く、またNo.34ではベイナイトラスの幅が大きく、シャルピー吸収エネルギー、耐久比が低い。No.26は鋼組成、熱処理条件が規定外で、十分な析出強化が得られず耐久比が低い。No.26、27、30は必要以上に合金元素が添加され、かえってシャルピー吸収エネルギーが低い。N

50

o . 28、29はTiが含有されており、シャルピー吸収エネルギーが低く、さらにNo . 29は十分な析出強化が得られず、耐久比が低い。No . 31は多量に微細な炭化物が析出し、高い疲労強度を有するが、その一方で引張強さも高いため、耐久比、シャルピー吸収エネルギーともに低い。No . 32は規定した時効処理温度より高く、炭化物の平均粒径が7nm超で粗大なため、強度および耐久比が低い。

【0051】

これから明らかなように、本発明で規定する条件をすべて満たすものは比較例、従来例より靱性および疲労特性が優れている。

【0052】

【表 1】

試験No	区分	C	Si	Mn	P	S	V	Cr	Al	N	Ca	Mg	Zr	Mo	Nb	Ti	加熱温度 (°C)	平均冷却速度 (°C/秒)	時効温度 (°C)	ペーパ 面積率(%)	ペーパ 入層 (μm)	炭化物 平均直径(μm)	炭化物 面積率(%)	ヤング 吸収率(1/cm ²)	引張強さ (MPa)	疲労強さ (MPa)	耐久比
1	本発明	0.05	0.38	2.23	0.006	0.030	0.32	0.31	0.050	0.0152							1250	33	650	97	3.0	6.2	0.35	179	966	619	0.64
2	本発明	0.18	0.40	2.34	0.005	0.043	0.32	0.30	0.044	0.0147							1250	26	650	98	2.8	5.0	0.34	105	1126	716	0.64
3	本発明	0.15	0.40	2.24	0.005	0.037	0.32	0.32	0.040	0.0082							1100	27	650	98	3.2	5.6	0.34	125	1041	676	0.65
4	本発明	0.13	0.36	2.32	0.005	0.037	0.33	0.33	0.039	0.0176							1300	28	650	97	2.6	5.4	0.37	100	1117	721	0.65
5	本発明	0.14	0.39	2.30	0.006	0.035	0.48	0.31	0.038	0.0166							1250	45	650	96	2.7	6.2	0.36	137	1143	694	0.61
6	本発明	0.13	0.36	2.49	0.004	0.036	0.27	0.33	0.053	0.0159							1250	25	650	98	2.5	6.1	0.35	154	1110	702	0.63
7	本発明	0.13	0.35	0.78	0.005	0.042	0.33	0.34	0.056	0.0146							1250	45	625	97	2.5	5.5	0.36	221	832	516	0.62
8	本発明	0.09	0.36	2.92	0.004	0.197	0.33	0.35	0.044	0.0163							1250	43	650	96	2.3	5.7	0.36	90	1178	740	0.63
9	本発明	0.12	0.36	2.43	0.007	0.082	0.32	0.01	0.035	0.0163							1250	44	650	96	1.9	5.3	0.37	128	1045	672	0.64
10	本発明	0.10	0.39	2.27	0.006	0.036	0.27	0.94	0.048	0.0148							1250	30	650	97	2.8	5.4	0.36	140	1145	728	0.64
11	本発明	0.15	0.34	2.30	0.004	0.040	0.33	0.32	0.057	0.0175							1250	43	650	96	1.9	5.7	0.35	102	1176	741	0.63
12	本発明	0.12	0.36	2.45	0.007	0.040	0.32	0.34	0.487	0.0174							1250	27	650	98	2.8	6.4	0.36	106	1118	719	0.64
13	本発明	0.14	0.37	2.39	0.008	0.045	0.33	0.33	0.046	0.0164							1250	4	650	100	4.6	5.9	0.36	123	1129	710	0.63
14	本発明	0.13	0.35	2.40	0.005	0.037	0.33	0.34	0.052	0.0160							1250	109	650	95	1.9	5.6	0.36	141	1110	700	0.63
15	本発明	0.14	0.37	2.27	0.004	0.043	0.33	0.32	0.044	0.0147	0.0039	0.0010	0.0014				1250	42	550	97	2.7	4.2	0.19	124	1167	703	0.62
16	本発明	0.14	0.35	2.34	0.007	0.040	0.33	0.33	0.036	0.0170	0.0028	0.0015					1250	26	680	97	3.1	6.4	0.35	152	1072	693	0.65
17	本発明	0.15	0.37	2.27	0.003	0.039	0.33	0.31	0.047	0.0149							1250	41	650	97	2.0	6.3	0.34	144	1075	703	0.65
18	本発明	0.14	0.40	2.49	0.007	0.039	0.33	0.34	0.048	0.0147							1250	39	650	97	2.1	5.8	0.34	106	1134	721	0.64
19	本発明	0.12	0.39	2.37	0.005	0.033	0.26	0.34	0.043	0.0154				0.84	0.06		1250	30	700	97	2.9	6.9	0.37	131	1195	799	0.67
20	本発明	0.15	0.38	2.34	0.007	0.036	0.26	0.31	0.040	0.0150				0.15			1250	41	650	97	2.3	6.4	0.35	129	1147	749	0.65
21	本発明	0.13	0.36	2.30	0.005	0.044	0.27	0.31	0.051	0.0147				0.18			1250	26	650	97	2.3	6.1	0.35	90	1153	725	0.63
22	本発明	0.14	0.33	2.25	0.006	0.045	0.26	0.34	0.041	0.0143	0.0028			0.0018	0.18		1250	36	650	97	2.4	6.6	0.36	98	1142	715	0.63
23	本発明	0.12	0.36	2.31	0.005	0.039	0.27	0.33	0.025	0.0128	0.0025			0.11	0.03		1250	28	650	97	2.1	6.3	0.32	106	1106	700	0.63
24	比較例	0.30	0.21	2.05	0.005	0.040	0.26	0.26	0.054	0.0150							1250	35	650	92	2.0	5.9	0.34	26	1181	670	0.57
25	比較例	0.12	0.24	2.29	0.005	0.038	0.26	0.33	0.040	0.0159				0.26	0.10		1250	37	650	91	2.7	6.3	0.35	119	1123	647	0.58
26	比較例	0.13	0.40	3.14	0.005	0.243	0.32	0.31	0.033	0.0164							1050	37	650	97	2.5	6.0	0.11	41	1132	627	0.55
27	比較例	0.13	0.38	2.44	0.060	0.045	0.33	0.34	0.051	0.0158	0.0025						1250	27	650	98	2.3	5.5	0.36	9	1110	657	0.59
28	比較例	0.14	0.33	2.35	0.006	0.037	0.32	0.31	0.036	0.0127						0.04	1250	35	650	97	2.7	6.3	0.33	31	1111	690	0.62
29	比較例	0.12	0.37	2.30	0.004	0.031	0.33	0.35	0.025	0.0148						0.03	1250	41	650	97	3.4	8.2	0.15	67	992	545	0.55
30	比較例	0.12	0.38	2.42	0.005	0.033	0.33	0.30	0.037	0.0154							1320	28	650	97	2.5	6.1	0.42	49	1089	659	0.61
31	比較例	0.14	0.37	2.48	0.004	0.038	0.32	0.33	0.031	0.0074	0.0037	0.0020	0.0064				1250	35	530	97	2.5	2.3	0.34	41	1224	673	0.55
32	比較例	0.12	0.35	2.27	0.003	0.042	0.26	0.34	0.039	0.0169				0.41			1250	38	720	97	2.4	7.9	0.51	245	758	449	0.59
33	比較例	0.13	0.39	2.31	0.005	0.042	0.32	0.31	0.050	0.0164							1250	184	650	93	1.1	6.4	0.36	63	1135	657	0.58
34	比較例	0.15	0.36	2.43	0.004	0.039	0.33	0.35	0.056	0.0152							1250	1.5	650	90	5.4	5.9	0.34	50	1115	638	0.57
35	従来例	0.28	0.54	1.91	0.010	0.054	0.30	1.06	0.031	0.0167							1250	0.3	—	—	—	2.1	0.12	28	1109	532	0.48

※下線部は本発明の範囲外条件である。

フロントページの続き

(72)発明者 久保田 学
東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日本製鐵株式会社内

審査官 本多 仁

(56)参考文献 特開平1-116032(JP,A)
特開平7-3385(JP,A)
特開平6-88162(JP,A)
特開2004-169055(JP,A)
特開平6-306460(JP,A)
特開2003-147479(JP,A)
高田啓督、子安善郎、ペイナイト型熱鍛非調質鋼の組織と機械的性質，材料とプロセス，日本，
1992年 9月，Vol.5 No.6，Page.1902

(58)調査した分野(Int.Cl.，DB名)

C22C 38/00-38/60

B21J 1/06

C21D 8/00-8/12