

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第3831146号
(P3831146)

(45) 発行日 平成18年10月11日(2006.10.11)

(24) 登録日 平成18年7月21日(2006.7.21)

(51) Int. Cl.	F I
C 2 1 D 9/46 (2006.01)	C 2 1 D 9/46 T
C 2 1 D 8/04 (2006.01)	C 2 1 D 8/04 A
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 O 1 W
C 2 2 C 38/16 (2006.01)	C 2 2 C 38/16
C 2 2 C 38/58 (2006.01)	C 2 2 C 38/58

請求項の数 4 (全 12 頁)

(21) 出願番号	特願平11-125415	(73) 特許権者	000006655
(22) 出願日	平成11年5月6日(1999.5.6)		新日本製鐵株式会社
(65) 公開番号	特開2000-319731(P2000-319731A)		東京都千代田区大手町2丁目6番3号
(43) 公開日	平成12年11月21日(2000.11.21)	(74) 代理人	100074790
審査請求日	平成15年9月16日(2003.9.16)		弁理士 椎名 彊
		(72) 発明者	横井 龍雄
			千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社 技術開発本部内
		(72) 発明者	棚橋 浩之
			千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社 技術開発本部内
		(72) 発明者	高橋 学
			千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社 技術開発本部内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 疲労特性に優れた加工用熱延鋼板の製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

質量%にて、

C : 0 . 0 3 ~ 0 . 2 0 %、

S i : 0 . 1 ~ 1 . 4 %、

M n : 0 . 5 ~ 3 . 0 %、

P : 0 . 0 2 %、

S : 0 . 0 1 %、

A l : 0 . 0 0 5 ~ 1 . 0 %、

C u : 0 . 2 ~ 2 . 0 %、

B : 0 . 0 0 0 2 ~ 0 . 0 0 2 0 %

を含み、残部が F e 及び不可避免的不純物からなる鋼片を粗圧延終了後、高圧デスクレーリングを行ない、 $A r_3$ 変態点以上で熱間仕上圧延を終了した後、 $A r_3$ 変態点から $A r_1$ 変態点までの温度域で 1 ~ 10 秒間滞留し、その後、20 / s 以上の冷却速度で冷却して、350 以下の巻取温度で巻き取り、ミクロ組織が、フェライトを主相とし、マルテンサイトを第二相とする複合組織であり、フェライト相における C u の存在状態は、C u 単独で構成される粒子の大きさが 2 n m 以下の析出状態および / または固溶状態である鋼板を得ることを特徴とする疲労特性に優れた加工用熱延鋼板の製造方法。

【請求項2】

前記鋼が、さらに、質量%にて、

Ni : 0.1 ~ 1.0 %

を含有することを特徴とする、請求項 1 に記載の疲労特性に優れた加工用熱延鋼板の製造方法。

【請求項 3】

前記鋼が、さらに、質量%にて、

Ca : 0.005 ~ 0.02 %、

REM : 0.005 ~ 0.2 %

の一種または二種を含有することを特徴とする、請求項 1 または請求項 2 に記載の疲労特性に優れた加工用熱延鋼板の製造方法。

【請求項 4】

前記鋼が、さらに、質量%にて、

Mo : 0.05 ~ 1.0 %、

V : 0.02 ~ 0.2 %、

Ti : 0.01 ~ 0.2 %、

Nb : 0.01 ~ 0.1 %、

Cr : 0.01 ~ 1.0 %、

Zr : 0.02 ~ 0.2 %

の一種または二種以上を含有することを特徴とする、請求項 1 ないし請求項 3 のいずれか 1 項に記載の疲労特性に優れた加工用熱延鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】

本発明は、疲労特性に優れた加工用熱延鋼板の製造方法に関するものであり、特に、自動車の足廻り部品やロードホイール等の耐久性と加工性の両立が求められる素材として好適な疲労特性に優れた加工用熱延鋼板の製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】

近年、自動車の燃費向上などのために軽量化を目的として、Al 合金等の軽金属や高強度鋼板の自動車部材への適用が進められている。ただ、Al 合金等の軽金属は、比強度が高いという利点があるものの、鋼に比較して著しく高価であるため、その適用は特殊な用途に限られてきた。より広い範囲で自動車の軽量化を推進するためには、安価な高強度鋼板の適用が強く求められている。

一般に、材料は、高強度になるほど延性が低下して加工性（成形性）が悪くなるばかりでなく、切り欠き感受性も高くなる。そのため、複雑な形状をしている自動車の足廻り部品等への高強度鋼板の適用にあたっては、その成形性だけでなく、疲労耐久性も重要な検討課題となる。

【0003】

加工性に優れた高強度熱延鋼板として、特に、低降伏比でかつ延性の優れた高強度鋼板を、フェライトとマルテンサイトを主体とするミクロ組織で得る発明が、例えば、特開昭 58 - 6937 号公報や特開昭 60 - 121225 号公報等で開示されている。また、特に、伸びフランジ性（穴拡げ性）の優れた高強度鋼板を、フェライトとベイナイトを主体とするミクロ組織で得る発明が、例えば、特開昭 57 - 145965 号公報や特開昭 61 - 96057 号公報等で開示されている。さらにまた、これらの特性を兼ね備えた高強度鋼板を、フェライト、ベイナイトとマルテンサイトを主体とするミクロ組織で得る発明が、例えば、特開平 3 - 264645 号公報等で開示されている。

【0004】

また、疲労特性に優れた高強度熱延鋼板としては、特開平 4 - 276016 号公報、特開平 5 - 331591 号公報、特開平 6 - 145792 号公報、特開平 8 - 60240 号公報等で、疲労特性を向上させるために特定の添加元素に注目して、P の固溶強化および / または Cu の析出強化を利用する発明が開示されている。すなわち、上記の特開平 4 - 2

10

20

30

40

50

76016号公報には、Pの固溶強化とCuの析出強化によって疲労強度を向上させる技術が開示されている。

【0005】

また、特開平5-331591号公報では、ミクロ組織をフェライトとマルテンサイトまたはフェライト、マルテンサイトおよび残留オーステナイトとし、フェライト相にCuを析出させて疲労強度と伸びフランジ性を向上させる技術が開示されている。また、特開平6-145792号公報では、ミクロ組織をフェライト、ベイナイトおよびマルテンサイトの三相とし、それぞれの相の体積分率を規定して強度と伸びフランジ性を確保するとともに、Cuの析出強化によって疲労特性を向上させる技術が開示されている。

【0006】

さらに、特開平8-60240号公報では、ミクロ組織をフェライト、ベイナイトおよびマルテンサイトの三相とし、それぞれの相の体積分率を規定して強度延性バランスを確保し、巻取温度を400以上としてCuの析出強化によって疲労特性を向上させる技術が開示されている。一方、特開平9-137349号公報では、ミクロ組織をフェライト、ベイナイトおよびマルテンサイトの三相とし、それぞれの相の体積分率を特定するとともにTi、Nbの炭化物でフェライト相を析出強化し、さらに表面近傍のフェライト粒径と鋼板表面の粗さを規定して疲労特性を向上させる技術が開示されている。

【0007】

【発明が解決しようとする課題】

しかしながら、ロードホイールのディスク等の一部の部品においては、伸び、低降伏比等の加工性ととも疲労耐久性が大変に重要であり、上記従来技術では、満足する特性が得られないといわざるを得ない。すなわち、上記特開平4-276016号公報に記載の発明では、結晶粒界に偏析し粒界脆化を引き起こすPが0.05~0.12%添加されることが必須であるため、疲労破壊の起点となる粒界破壊が起こった場合、疲労特性が著しく劣化する可能性がある。

【0008】

さらに、同文献には、Pによる粒界脆化等を抑制するBの添加については何も記載されていない。また、上記特開平5-331591号公報に記載の発明では、フェライト相にCuを析出させているため延性が低下して加工性が悪くなる可能性がある。また、上記特開平6-145792号公報に記載の発明では、熱履歴等によりフェライト、ベイナイトおよびマルテンサイトの各相の体積分率が変動しやすく、それによって延性等の特性が大きく影響されるため鋼板の長手方向や幅方向の材質のばらつきを生じやすいという問題点がある。

【0009】

また、上記特開平8-60240号公報に記載の発明では、巻取温度を400以上と規定しているため、ミクロ組織に多量のベイナイトやパーライトが生成し、十分なマルテンサイトを得られず低降伏比でないばかりか、十分な疲労限度比が得られない。さらに、上記特開平9-137349号公報に記載の発明では、析出強化に有効なTi、Nbの炭化物を得るために熱間圧延前の加熱炉工程において高い溶体化温度での加熱が必要なため操業コストや省エネルギーの観点から好ましくない。

そこで、本発明は、疲労特性と加工性を両立させるための鋼板特性の製造方法を明らかにして、上記従来技術の課題を有利に解決できる、疲労特性に優れた加工用熱延鋼板の製造方法を提供することを目的とするものである。

【0010】

【課題を解決するための手段】

本発明者らは、現在通常に採用されている連続熱間圧延設備により工業的規模で生産されている熱延鋼板の製造プロセスを念頭において、熱延鋼板の疲労特性と加工性の両立を達成すべく鋭意研究を重ねた。その結果、固溶しているCuもしくはCu単独で構成される粒子サイズが2nm以下のCu析出物が疲労特性向上に非常に有効であり、かつ加工性も損なわないことを見出し、本発明をなしたものである。

10

20

30

40

50

【0011】

以下に、本発明に至った基礎研究結果について説明する。

まず、フェライト相におけるCu単独で構成される粒子サイズの疲労特性に及ぼす効果についての調査を行った。そのための供試材は、次のようにして準備した。すなわち、0.05% C - 1.0% Si - 1.4% Mn - 1.0% Cu - 0.5% Ni - 0.0003% Bに成分調整し溶製した鋳片を熱間圧延して常温で巻き取った鋼板を、100～600で1時間等温保持した後、炉冷する熱処理を施し、ミクロ組織が、フェライトを主相とし、マルテンサイトを第二相とする複合組織を有し、フェライト相におけるCu単独で構成される粒子のサイズを変化させた鋼板を得た。

【0012】

なお、ここでの第二相は、主としてマルテンサイトであるが、一部残留オーステナイトを含むことも許容されるものである。これらの鋼板について疲労試験を行った結果を、図1に示す。この結果より、フェライトとマルテンサイトおよび一部残留オーステナイトを含む複合組織からなる鋼板において、そのフェライト相におけるCu単独で構成される粒子の平均サイズと疲労限度比には強い相関があり、フェライト相におけるCu単独で構成される粒子の平均サイズが2nm以下で疲労限度比が著しく向上することを新規に知見した。

【0013】

このメカニズムは必ずしも明らかではないが、固溶しているCuもしくはCu単独で構成される粒子サイズが2nm以下のCu析出物はフェライト相において繰返し荷重下での交差すべりを抑制し、繰返し荷重による表面のすべりステップの形態を粗で深い状態から密で浅い状態に変化させ、そこでの応力集中が緩和されるために疲労き裂の発生抵抗を向上させると推測される。

また、熱間圧延条件等を制限することによって、フェライト相におけるCu単独で構成される粒子の平均サイズが2nm以下という鋼板を製造できることも新たに知見した。

【0014】

次に、B元素の疲労特性に及ぼす効果についての調査を行った。そのための供試材は、次のようにして準備した。すなわち、0.05% C - 1.0% Si - 1.4% Mn - 0.5% Ni鋼をベースにして、1.0%のCuを添加した鋼とCuを添加しない鋼に、さらに、B含有濃度を変化させた鋼を成分調整し溶製した鋳片を、熱間圧延して常温で巻き取り、ミクロ組織が、フェライトを主相とし、マルテンサイトを第二相とする複合組織を有する鋼板を得た。これらの鋼板について疲労試験を行った結果を、図2に示す。この結果より、1.0%のCuを添加した鋼に限り、B含有濃度と疲労限度比に強い相関があり、さらに、Bの含有濃度が2ppm以上で疲労限度比が著しく向上することを新規に知見した。

【0015】

なお、引張試験による機械的性質については、JIS Z 2201記載の5号試験片にて、JIS Z 2241記載の試験方法で測定した。また、鋼板の疲労特性は、図3に示すような板厚3.0mm、長さ98mm、幅38mm、最小断面部の幅が20mm、切り欠きの曲率半径が30mmである疲労試験片を用い、完全両振りの平面曲げ疲労試験によって得られた 2×10^6 回での疲労強度 W を鋼板の引張り強さ B で除した値(疲労限度比 W/B)で評価した。

【0016】

また、フェライト相におけるCu単独で構成される粒子は、供試鋼の1/4厚のところから透過型電子顕微鏡サンプルを採取し、エネルギー分散型X線分光(Energy Dispersive X-ray Spectroscopy: EDS)や電子エネルギー損失分光(Electron Energy Loss Spectroscopy: EELS)の組成分析機能を加えた、200kVの加速電圧の電界放射型電子銃(Field Emission Gun: FEG)を搭載した透過型電子顕微鏡によって観察した。観察される粒子の組成は、上記EDSおよびEELSによりCu単独であることを確認

10

20

30

40

50

した。また、本願で規定するフェライト相におけるCu単独で構成される粒子のサイズは、観察される粒子のサイズをそれぞれ測定したもののその一視野での平均の値である。本発明は、上記知見により構成したもので、その要旨は、以下の通りである。

【0017】

(1) 質量%にて、C：0.03～0.20%、Si：0.1～1.4%、Mn：0.5～3.0%、P：0.02%、S：0.01%、Al：0.005～1.0%、Cu：0.2～2.0%、B：0.0002～0.0020%を含み、残部がFe及び不可避免的不純物からなる鋼片を粗圧延終了後、高圧デスクレーリングを行ない、 A_{r3} 変態点以上で熱間仕上圧延を終了した後、 A_{r3} 変態点から A_{r1} 変態点までの温度域で1～10秒間滞留し、その後、20/s以上の冷却速度で冷却して、350以下の巻取温度で巻き取り、ミクロ組織が、フェライトを主相とし、マルテンサイトを第二相とする複合組織であり、フェライト相におけるCuの存在状態は、Cu単独で構成される粒子の大きさが2nm以下の析出状態および/または固溶状態である鋼板を得ることを特徴とする疲労特性に優れた加工用熱延鋼板の製造方法。

10

【0018】

(2) 前記鋼が、さらに、質量%にて、Ni：0.1～1.0%を含有することを特徴とする上記(1)に記載の疲労特性に優れた加工用熱延鋼板の製造方法。

(3) 前記鋼が、さらに、質量%にて、Ca：0.005～0.02%、REM＝0.005～0.2%の一種または二種を含有することを特徴とする、上記(1)または(2)に記載の疲労特性に優れた加工用熱延鋼板の製造方法。

20

(4) 前記鋼が、さらに、質量%にて、Mo：0.05～1.0%、V：0.02～0.2%、Ti：0.01～0.2%、Nb：0.01～0.1%、Cr：0.01～1.0%、Zr：0.02～0.2%の一種または二種以上を含有することを特徴とする、上記(1)ないし(3)いずれか1項に記載の疲労特性に優れた加工用熱延鋼板の製造方法にある。

【0019】

【発明の実施の形態】

以下、本発明を詳細に説明する。

まず、本発明の鋼板のミクロ組織およびCuの存在状態について説明する。

鋼板のミクロ組織は、優れた加工性を確保するために、フェライトを主相とし、マルテンサイトを第二相とする複合組織とする。ただし、第二相には一部残留オーステナイトを含むことを許容するものである。なお、良好な加工性を保証する良好な延性や70%以下の低降伏比を確保するためには、フェライトの体積分率が50%以上でかつ残留オーステナイトの体積分率が5%未満が好ましい。ここで、フェライト、マルテンサイトおよび残留オーステナイトの体積率とは鋼板の圧延方向断面厚みの1/4厚における光学顕微鏡で200～500倍で観察されたミクロ組織中のそれらの組織の面積分率で定義される。

30

【0020】

また、フェライト相におけるCuの存在状態は、Cu単独で構成される粒子の大きさが2nm以下の析出状態および/または固溶状態とする。これにより、加工性の劣化につながる静的強度の上昇を抑えつつ、すなわち、フェライトとマルテンサイトの複合組織鋼板の優れた加工性を損なうことなく、疲労特性を向上させることができる。一方、フェライト相におけるCu単独で構成される粒子の大きさが2nm超であると、Cuの析出強化により鋼板の静的強度が著しく上昇するため、加工性が著しく劣化することになる。また、このようなCuの析出強化では、疲労限は静的強度の上昇ほどには向上しないので疲労限度比が低下してしまう。そのため、フェライト相におけるCu単独で構成される粒子の大きさは、2nm以下とする必要がある。

40

【0021】

次に、本発明の化学成分の限定理由について説明する。

Cは、0.20%超含有していると加工性及び溶接性が劣化するので、0.20%以下とする。また0.03%未満であると組織中のマルテンサイトの体積率が減少し、強度が低

50

下するので0.03%以上とする。

S i は、フェライト変態の促進と未変態オーステナイト中のC濃度をあげて複合組織を生成する効果がある。ただし、0.1%以下では、その効果が失われ、1.4%超添加してもその効果は飽和する。従って、S i の含有量は0.1%超、1.4%以下とする。

【0022】

M n は、目的とする第二相であるマルテンサイトを得るために、0.5%以上必要である。また、3.0%超添加するとスラブ割れを生ずるため、3.0%以下とする。

P は、0.02%超添加すると加工性や溶接性に悪影響を及ぼすだけでなく、粒界に偏析して粒界強度を低下させ粒界脆化を起こすので、0.02%以下とする。

【0023】

S は、多すぎると熱間圧延時の割れを引き起こすので極力低減させるべきであるが、0.01%以下ならば許容できる範囲である。

A l は、溶鋼脱酸のために0.005%以上添加する必要があるが、コストの上昇を招くため、その上限を1.0%とする。また、あまり多量に添加すると、非金属介在物を増大させ伸びを劣化させるので好ましくは0.5%以下とする。

【0024】

C u は、本発明の最も重要な元素一つであり、固溶もしくは2nm以下の粒子サイズに析出させることにより疲労特性を改善する効果がある。ただし、0.2%未満では、その効果は少なく、2.0%を超えて添加しても効果が飽和するので、0.2~2.0%と添加範囲を限定する。

B は、本発明の最も重要な元素の一つであり、C u と複合添加されることによって疲労限を上昇させる効果がある。ただし、0.0002%未満ではその効果を得るために不十分であり、0.0020%超添加するとスラブ割れが起こる。よって、Bの添加は、0.0002%以上、0.0020%以下とする。

【0025】

N i は、C u 含有による熱間脆性防止のために添加する。ただし、0.1%未満ではその効果が少なく、1.0%を超えて添加してもその効果が飽和するので、0.1~1.0%とする。

C a およびR E M は、破壊の起点となったり、加工性を劣化させる非金属介在物の形態を変化させて無害化する元素である。ただし、0.005%未満添加してもその効果がなく、C a ならば0.02%超、R E M ならば0.2%超添加してもその効果が飽和するのでC a = 0.005~0.02%、R E M = 0.005~0.2%とする。

【0026】

さらに、強度を付与するために、M o、V、T i、N b、C r、Z rの析出強化もしくは固溶強化元素の一種または二種以上を添加しても良い。ただし、それぞれ、0.05%、0.02%、0.01%、0.01%、0.01%、0.02%未満ではその効果を得ることができない。また、それぞれ、1.0%、0.2%、0.2%、0.1%、1.0%、0.2%を超え添加してもその効果は飽和する。

【0027】

次に、本発明の製造方法の限定理由について、以下に詳細に述べる。

本発明では、目的の成分含有量になるように成分調整した溶鋼を鋳込むことによって得たスラブを、高温鋳片のまま熱間圧延機に直送してもよいし、室温まで冷却後に加熱炉にて再加熱した後に熱間圧延してもよい。再加熱温度については特に制限はないが、1350以上であると、スケールオフ量が多量になり歩留まりが低下するので、再加熱温度は1350未満が望ましい。

【0028】

熱間圧延工程は、粗圧延を終了後に高圧デスクレーリングを行う。

高圧デスクレーリングの条件は、鋼板表面での高圧水の衝突圧P(MPa)×流量L(リットル/cm²) 0.0025の条件を満たすことが好ましい。

鋼板表面での高圧水の衝突圧Pは以下のように記述される。(「鉄と鋼」1991 v o

10

20

30

40

50

1.77 No.9 p1450 参照)

$$P(\text{MPa}) = 5.64 \times P_0 \times V / H^2$$

ただし、

P_0 (MPa) : 液圧力

V (リットル/min) : ノズル流量

H (cm) : 鋼板表面とノズル間の距離

【0029】

流量 L は以下のように記述される。

$$L(\text{リットル/cm}^2) = V / (W \times v)$$

ただし、

V (リットル/min) : ノズル流量

W (cm) : ノズル当たり噴射液が鋼板表面に当たっている幅

v (cm/min) : 通板速度

【0030】

さらに、仕上げ圧延後の鋼板の最大高さ R_y が $15 \mu\text{m}$ ($15 \mu\text{m} R_y$, 12.5mm , $1n12.5 \text{mm}$) 以下であることが好ましい。これは、例えば金属材料疲労設計便覧、日本材料学会編、84ページに記載されている通り熱延または酸洗ままの鋼板の疲労強度は鋼板表面の最大高さ R_y と相関があることから明らかである。また、その後の仕上げ圧延はデスクレーン後に再びスケールが生成してしまうのを防ぐために5秒以内に行うのが望ましい。

続く仕上げ圧延は、最終パス温度 (FT) が A_{r3} 変態点以上の温度域で終了する必要がある。これは、熱間圧延中に圧延温度が A_{r3} 変態点を切るとフェライト粒にひずみが残留して延性が低下するためである。

【0031】

仕上圧延を終了した後の工程は、まず、 A_{r3} 変態点から A_{r1} 変態点までの温度域 (フェライトとオーステナイトの二相域) で1~10秒間滞留する。ここでの滞留は、二相域でフェライト変態を促進させるために行うが、1秒未満では、二相域におけるフェライト変態が不十分なため、十分な延性が得られない。一方、10秒超では、パーライトが生成し、目的とするフェライトを主相とし、マルテンサイトを第二相とするマイクロ組織が得られない。また、1~10秒間の滞留をさせる温度域はフェライト変態を容易に促進させるため A_{r1} 変態点以上 800 以下が望ましく、そのためには、仕上げ圧延終了後 20 /s以上の冷却速度で当該温度域に迅速に到達させることが好ましい。

【0032】

次に、その温度域から巻取温度 (CT) までは 20 /s以上の冷却速度で冷却するが、 20 /s未満の冷却速度では、パーライトもしくはベイナイト (ベイニティックフェライトを含む、以下同じ) が生成してしまい十分なマルテンサイトが得られず目的とするフェライトを主相とし、マルテンサイトを第二相とするマイクロ組織が得られない。巻取温度が 350 超では、ベイナイトが生成して十分なマルテンサイトが得られず目的とするフェライトを主相とし、マルテンサイトを第二相とするマイクロ組織が得られないだけでなく、巻き取り後に静的強度における析出強化能が大きいサイズのCuの析出が起こる恐れがあるため、巻取温度は、 350 以下と限定する。また、巻取温度の下限値は特に限定する必要はないが、コイルが長時間水濡れの状態にあると錆による外観不良が懸念されるため、 50 以上が望ましい。

【0033】

【実施例】

以下に、実施例により本発明をさらに説明する。

表1に示す化学成分を有するA~Zの鋼は、転炉にて溶製して、連続鋳造後、表2に示す加熱温度 (SRT) で再加熱し、粗圧延後に高圧デスクレーン (条件: 衝突圧 $P = 2.7 \text{MPa}$, 流量 $L = 0.001$ リットル/cm²) を行い、同じく表2に示す仕上げ圧延温度 (FT) で $1.2 \sim 5.4 \text{mm}$ の板厚に圧延した後、表2に示す時間で滞留後、表2

10

20

30

40

50

に示す冷却速度（CR）で冷却し巻取温度（CT）でそれぞれ巻き取った。ただし、表中の化学組成についての表示は質量％である。このようにして得られた熱延板の引張試験は、供試材を、まず、JIS Z 2201記載の5号試験片に加工し、JIS Z 2241記載の試験方法に従って行った。表2に鋼板の組織の体積率とその試験結果を示す。鋼板圧延方向断面厚みの1/4厚を光学顕微鏡で200～500倍で観察した組織の体積率を合わせて表2に示す。

【0034】

【表1】

表 1

鋼	化 学 組 成 (単位:質量%)										備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Ni	B	その他	
A	0.051	1.02	1.37	0.010	0.001	0.038	0.80	0.05	0.0003		本発明
B	0.056	1.09	1.26	0.018	0.001	0.030	1.94	0.91	0.0011		本発明
C	0.048	0.97	1.44	0.011	0.003	0.029	1.03	0.48	0.0012		本発明
D	0.039	0.20	1.21	0.010	0.002	0.033	0.74	0.20	0.0007		本発明
E	0.064	0.94	1.51	<u>0.031</u>	0.001	0.040	0.90	0.55	0.0003		比較例
F	0.100	1.33	1.24	0.009	0.002	0.023	1.34	0.60	0.0010	Ti:0.11	本発明
G	0.060	1.20	1.51	0.010	0.003	0.045	<u>0.11</u>	0.02	0.0004		比較例
H	0.128	1.22	1.24	0.011	0.001	0.033	1.12	0.54	0.0015	Mo:0.12	本発明
I	0.047	1.39	1.22	0.009	0.001	0.026	0.89	0.92	0.0005		本発明
J	0.092	1.13	1.22	0.011	0.002	0.031	1.52	0.75	0.0004	Cr:0.22	本発明
K	0.047	1.11	1.43	0.009	0.001	0.028	0.28	0.02	0.0008		本発明
L	0.080	1.07	1.15	0.016	0.001	0.021	1.64	0.50	0.0006		本発明
M	0.050	1.11	1.36	0.020	0.002	0.042	0.72	0.42	<u>0.0001</u>		比較例
N	0.034	1.33	1.52	0.009	0.001	0.045	1.00	0.54	0.0011	Zr:0.05	本発明
O	0.055	<u>1.48</u>	1.51	0.014	0.001	0.041	0.74	0.40	0.0003		比較例
P	0.095	0.98	1.05	0.012	0.002	0.020	1.41	0.81	0.0006	Nb:0.03	本発明
Q	0.090	<u>2.30</u>	1.17	0.009	0.002	0.031	0.31	0.03	0.0021	Cr:0.09	比較例
R	0.064	1.25	1.43	0.007	0.001	0.025	0.56	0.30	0.0004	REM:0.00	本発明
S	0.101	1.24	1.41	0.008	0.001	0.045	1.38	0.66	0.0008	Ca:0.009	本発明
T	0.039	0.85	0.97	0.011	0.001	0.029	0.59	0.30	0.0003	V:0.10	本発明
U	0.044	<u>0.05</u>	1.46	0.011	0.001	0.033	0.89	0.38	0.0003		比較例
V	0.052	1.10	<u>0.34</u>	0.009	0.002	0.039	0.77	0.35	0.0006		比較例
W	0.170	1.17	1.55	0.007	0.001	0.040	1.22	0.74	0.0009		本発明
X	0.077	1.00	0.61	0.010	0.002	0.035	1.45	0.07	0.0012		本発明
Y	<u>0.022</u>	1.04	1.21	0.018	0.002	0.020	1.60	0.40	0.0011		比較例
Z	0.084	1.12	2.25	0.015	0.001	0.043	1.53	0.64	0.0004		本発明

注) アンダーラインは本発明外

【0035】

【表2】

表 2

鋼	製造条件				組織体積率			機械的性質			疲労特性		折出物径 dCu (mm)	備考		
	SRT (°C)	FT (°C)	滞留時間 (秒)	CR (°C/s)	CT (°C)	フェライト (%)	マルテンサイト** (%)	その他 (%)	σY (MPa)	σB (MPa)	YR (%)	EI (%)			σW (MPa)	σW/B (%)
A-1	1100	830	5	40	150	88	12	0	349	598	58	35	420	70	0*	本発明 比較例
A-2	1100	710	5	40	150	89	9	2	510	680	75	22	400	59	0*	比較例
A-3	1100	830	5	40	550	81	2	17	432	614	70	24	335	55	4	比較例
A-4	1100	830	8	35	300	82	16	2	410	677	61	32	455	67	1	本発明
A-5	1100	830	8	5	300	86	0	14	456	611	75	29	345	56	1	比較例
B-1	1230	820	8	35	300	79	19	2	430	708	61	30	505	71	1	本発明
C-1	1230	840	8	35	300	90	10	0	351	583	60	36	405	69	0*	本発明
D-1	1230	830	8	35	200	90	9	1	333	545	61	37	375	69	0*	本発明
B-1	1230	820	8	35	200	85	14	1	431	688	63	33	375	55	0*	比較例
F-1	1230	820	8	35	200	69	28	3	529	867	61	24	590	68	0*	本発明
G-1	1250	820	8	35	200	84	14	2	440	703	63	29	385	55	0*	比較例
H-1	1250	830	8	35	150	64	32	4	581	947	61	22	640	68	0*	本発明
I-1	1250	820	8	35	150	85	14	1	382	623	61	34	430	69	0*	本発明
J-1	1230	840	8	30	150	73	24	3	476	811	59	26	560	69	0*	本発明
J-2	1230	840	8	30	80	75	24	1	501	829	60	24	555	71	0*	本発明
J-3	1230	840	16	30	350	64	4	32	621	866	72	18	525	61	1	比較例
J-4	1230	840	8	30	350	76	22	2	504	826	61	25	570	69	2	本発明
K-1	1230	830	8	30	250	84	15	1	431	689	63	30	450	65	0*	本発明
L-1	1150	820	0	40	250	44	0	56	590	869	68	20	510	59	0*	比較例
L-2	1150	820	5	40	250	73	25	2	492	817	60	27	555	68	0*	本発明
M-1	1230	820	5	40	250	85	14	1	395	622	64	31	385	62	0*	比較例
N-1	1230	830	5	40	250	89	11	0	349	594	59	36	390	66	0*	本発明
O-1	1180	830	5	40	300	80	19	1	432	750	58	29	435	58	0*	比較例
P-1	1180	820	5	40	300	78	21	1	456	746	61	28	520	70	1	本発明
Q-1	1100	840	5	40	300	74	24	2	510	823	62	25	455	55	0*	比較例
R-1	1100	830	5	40	300	84	14	2	400	670	60	31	460	69	0*	本発明
S-1	1230	830	5	40	300	71	26	3	519	869	60	24	610	70	0*	本発明
T-1	1230	840	5	40	300	92	8	0	340	546	62	38	365	67	0*	本発明
U-1	1180	830	5	40	300	52	0	48	381	567	67	33	355	63	0*	比較例
V-1	1180	850	5	40	300	92	0	8	382	550	69	33	340	62	0*	比較例
W-1	1180	820	5	40	300	54	43	3	611	990	62	21	675	68	0*	本発明
X-1	1100	830	5	40	300	84	16	0	450	731	62	28	500	68	0*	本発明
Y-1	1100	850	5	40	300	96	0	4	346	504	69	39	280	56	3	比較例
Z-1	1100	820	5	40	300	73	24	3	508	834	61	25	570	68	0*	本発明

注1) * : 観察できず
注2) * : フェライトは本発明外

** : 残留オーステナイトを含む

【0036】

さらに、図3に示すような長さ98mm、幅38mm、最小断面部の幅が20mm、切り欠きの曲率半径が30mmである平面曲げ疲労試験片にて、完全両振りの平面曲げ疲労試験を行った。鋼板の疲労特性は、 2×10^6 回での疲労強度 Wを鋼板の引張り強さ Bで除した値(疲労限度比 W/B)で評価した。

また、フェライト相におけるCu単独で構成される粒子は、供試鋼の1/4厚のところから透過型電子顕微鏡サンプルを採取し、エネルギー分散型X線分光(EDS)や電子エネルギー損失分光(EELS)の組成分析機能を加えた、200kVの加速電圧の電界放射

型電子銃（FEG）を搭載した透過型電子顕微鏡によって観察した。観察される粒子の組成は、上記EDSおよびEELSによりCu単独であることを確認した。また、本願で規定するフェライト相におけるCu単独で構成される粒子のサイズは、観察される粒子のサイズをそれぞれ測定したもののその一視野での平均の値である。

【0037】

本発明に沿うものは、鋼A-1、A-4、B-1、C-1、D-1、F-1、H-1、I-1、J-1、J-2、J-4、K-1、L-2、N-1、P-1、R-1、S-1、T-1、W-1、X-1、Z-1の21鋼であり、主相であるフェライト相におけるCu単独で構成される粒子の大きさが2nm以下である疲労特性に優れた加工用熱延鋼板が得られている。

10

【0038】

上記以外の鋼は、以下の理由によって本発明の範囲外である。すなわち、鋼A-2は、仕上圧延終了温度（FT）が本発明の範囲外であるのでフェライト粒にひずみが残留して延性が低下するだけでなく低降伏比（YR）も得られていない。鋼A-3は、熱間圧延後の巻取温度（CT）が本発明の範囲外であるので目的とする第二相のマルテンサイトを十分に得られない。また、Cu単独で構成される粒子の大きさが2nm以上になる。そのため十分な疲労限度比（W/B）が得られていない。

【0039】

鋼A-5は、滞留後の冷却速度（CR）が本発明の範囲外であるのでパーライトが生成してしまい目的とするフェライトを主相とし、マルテンサイトを第二相とするミクロ組織が得られず低降伏比（YR）で十分な疲労限度比も得られていない。鋼E-1は、Pの含有量が本発明の範囲外であるのでPが粒界に偏析して粒界強度を低下させるため十分な疲労限度比が得られていない。鋼G-1は、Cuの含有量が本発明の範囲外であるので疲労特性を改善する効果が少なく十分な疲労限度比が得られていない。

20

【0040】

鋼J-3および鋼L-1は、仕上圧延後の滞留時間が本発明の範囲外であるので目的とするフェライトを主相とし、マルテンサイトを第二相とするミクロ組織が得られず低降伏比で十分な疲労限度比も得られていない。鋼M-1は、Bの含有量が本発明の範囲外であるのでCuと複合添加されることで発現する疲労特性向上効果を得ることができず十分な疲労限度比も得られていない。鋼O-1、鋼Q-1は、Si含有量が本発明の上限を超えているのでスケールの性状が悪くなり表面性状が劣化するため十分な疲労限度比が得られていない。

30

【0041】

鋼U-1は、Siの含有量が本発明の下限を割っているのでフェライト変態の促進効果と未変態オーステナイト中へのC元素の濃化による複合組織の生成効果が得られず目的とするフェライトを主相とし、マルテンサイトを第二相とするミクロ組織が得られず十分な疲労限度比も得られていない。鋼V-1は、Mnの含有量が本発明の範囲外であるので目的とする第二相のマルテンサイトを十分に得られず低降伏比も得られていない。鋼Y-1は、Cの含有量が本発明の範囲外であるのでミクロ組織中のマルテンサイトの体積率が十分でなく低降伏比で十分な疲労限度比も得られていない。

40

【0042】**【発明の効果】**

以上詳述したように、本発明は、疲労特性に優れた加工用熱延鋼板の製造方法を提供するものであり、これらの熱延鋼板を用いることにより、伸びを始めとする加工性を十分に確保しつつ疲労特性の大幅な改善が期待できるため、本発明は、工業的価値が高い発明であると言える。

【図面の簡単な説明】

【図1】本発明に至る予備実験の結果を、Cu単独で構成される粒子の大きさと疲労限度比の関係で示す図である。

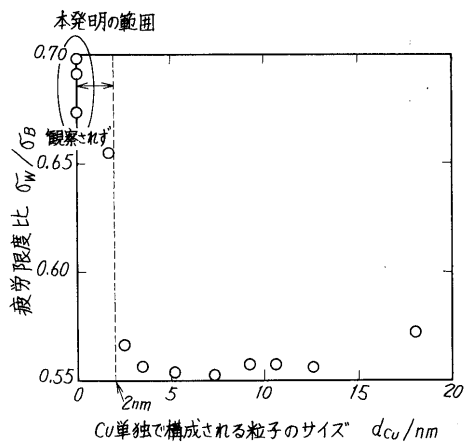
【図2】本発明に至る予備実験の結果を、B元素の濃度と疲労限度比の関係で示す図であ

50

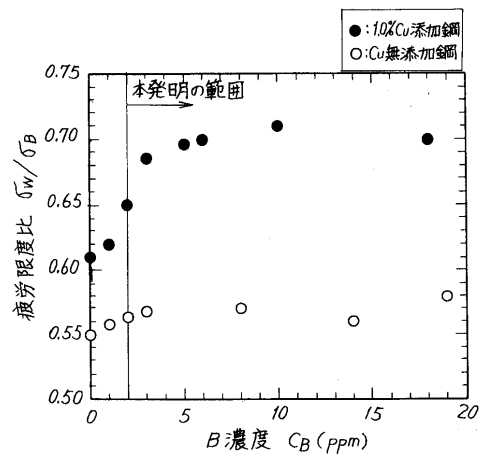
る。

【図3】疲労試験片の形状を説明する図である。

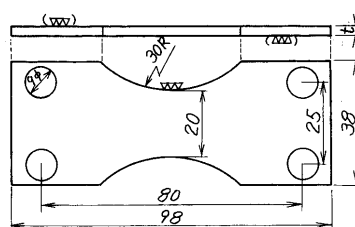
【図1】



【図2】



【図3】



フロントページの続き

審査官 鈴木 毅

- (56)参考文献 特開平11-193443(JP,A)
特開平05-331591(JP,A)
特開平09-241793(JP,A)
特開平08-060240(JP,A)
特開平09-103817(JP,A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C21D 9/46 - 9/48
C21D 8/00 - 8/04
C22C 38/00 - 38/60