

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第4926406号
(P4926406)

(45) 発行日 平成24年5月9日(2012.5.9)

(24) 登録日 平成24年2月17日(2012.2.17)

(51) Int. Cl.	F 1	
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00	3 0 1 A
B 2 1 B 1/26 (2006.01)	B 2 1 B 1/26	D
B 2 1 B 3/00 (2006.01)	B 2 1 B 3/00	A
C 2 1 D 8/02 (2006.01)	C 2 1 D 8/02	A
C 2 2 C 38/06 (2006.01)	C 2 2 C 38/06	

請求項の数 3 (全 15 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号	特願2005-16036 (P2005-16036)	(73) 特許権者	000006655
(22) 出願日	平成17年1月24日 (2005.1.24)		新日本製鐵株式会社
(65) 公開番号	特開2005-320619 (P2005-320619A)		東京都千代田区丸の内二丁目6番1号
(43) 公開日	平成17年11月17日 (2005.11.17)	(74) 代理人	100099759
審査請求日	平成18年9月6日 (2006.9.6)		弁理士 青木 篤
審判番号	不服2010-11112 (P2010-11112/J1)	(74) 代理人	100077517
審判請求日	平成22年5月24日 (2010.5.24)		弁理士 石田 敬
(31) 優先権主張番号	特願2004-114376 (P2004-114376)	(74) 代理人	100087413
(32) 優先日	平成16年4月8日 (2004.4.8)		弁理士 古賀 哲次
(33) 優先権主張国	日本国 (JP)	(74) 代理人	100113918
			弁理士 亀松 宏
		(74) 代理人	100140121
			弁理士 中村 朝幸
		(74) 代理人	100111903
			弁理士 永坂 友康

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 疲労き裂伝播特性に優れた鋼板

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

質量%で、

- C : 0 . 0 5 ~ 0 . 2 %、
- S i : 0 . 0 1 ~ 0 . 8 %、
- M n : 0 . 5 ~ 2 %、
- P : 0 . 0 2 % 以下、
- S : 0 . 0 2 % 以下、
- A l : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 1 %、
- N : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 0 8 %

を含有し、残部 F e および不可避不純物からなり、母材のミクロ組織が、ビッカース硬さが 1 5 0 以上のフェライトを母相とし、ビッカース硬さが 4 0 0 ~ 9 0 0 、面積率が 5 ~ 3 0 %、アスペクト比(長軸/短軸)が 3 以上の扁平なマルテンサイトを第二相とした層状組織であり、さらにフェライトとマルテンサイトの板厚方向の平均層間隔が 3 ~ 5 0 μ m であり、応力比 0 . 1 の応力拡大係数範囲 K が 2 0 M P a m のときの疲労き裂伝播速度 $d a / d N$ が $1 0^{-8} m / c y c l e$ 以下であることを特徴とする、疲労き裂伝播特性に優れた鋼板。

【請求項2】

さらに質量%で、

- C u : 0 . 1 ~ 2 . 5 %、

Ni : 0 . 1 ~ 5 %、
 Cr : 0 . 0 1 ~ 1 . 5 %、
 Mo : 0 . 0 1 ~ 1 . 5 %、
 W : 0 . 0 1 ~ 1 . 5 %、
 Ti : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 5 %、
 Nb : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 2 %、
 Zr : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 2 %
 V : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 2 %、
 B : 0 . 0 0 0 2 ~ 0 . 0 0 5 %

の 1 種または 2 種以上を含有することを特徴とする、請求項 1 に記載の疲労き裂伝播特性に優れた鋼板。 10

【請求項 3】

さらに質量% で、

Mg : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 1 %、
 Ca : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 1 %、
 REM : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 0 5 %

の 1 種または 2 種以上を含有することを特徴とする、請求項 1 または 2 に記載の疲労き裂伝播特性に優れた鋼板。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

20

【0001】

本発明は、疲労特性が必要とされる建築、造船、橋梁、建設機械、海洋構造物などの溶接構造部材に使用される疲労き裂伝播特性に優れた鋼板に関するものである。

【背景技術】

【0002】

一般に、建築、造船、橋梁、建設機械、海洋構造物などの溶接構造物には、アーク溶接、プラズマ溶接をはじめ、レーザ溶接や電子ビーム溶接など、多種多様な溶接方法を用いた溶接継手が適用されている。

【0003】

これらの溶接継手には、風や波、機械振動などによる繰り返し荷重がかかるため、疲労強度の向上が極めて重要であり、一般的には疲労強度の向上手法として溶接後処理である、(1) グラインディング、(2) TIG ドレッシング、(3) ショットピーニング、(4) ハンマーピーニングが用いられるが、以下のような問題点があった。 30

ここで、グラインディング、TIG ドレッシングは、溶接ビードの形状をよくするものであるが、いずれも著しく作業効率が悪かった。

ショットピーニング、ハンマーピーニングは、疲労強度向上効果はあるが、ショットピーニングは巨大な機械が必要であるうえ、種々のユーティリティが必要となる。

【0004】

またハンマーピーニングは反動が大きく、処理結果が安定せず、時にはかえってプレス成形性や疲労強度を低下させてしまうことがある。またハンマーピーニングは、あまりに大きな塑性変形を与えるために、薄い板に対しては使いにくいという欠点もあった。 40

さらに、グラインディングやハンマーピーニングは、数 Hz の低周波の機械加工を継手部に施すため加工表面の凹凸が激しく、その山部に応力が集中し、継手部に繰り返し荷重がかかると、この応力集中部からき裂が生じるため継手全体の疲労強度が低下するという問題点があった。

【0005】

また溶接部には、一般に溶接による入熱によって残留応力が導入される。その残留応力が溶接部で疲労強度を低下させる一つの大きな要因となっている。

そこで、疲労強度を向上させる別の手段として、溶接継手部に圧縮残留応力を発生させるか、あるいは溶接継手部に発生する引張残留応力を低減して疲労強度を高める方法が知 50

られている。

例えば、溶接止端部近傍にショットピーニング処理を行うことで圧縮残留応力を付与できる。ここにショットピーニング処理は、疲労き裂発生の起点となる部位に、1 mm 弱の鋼球を多数打ち付け圧縮残留応力を付与する手法である。

さらに、溶接金属の加熱再溶融により溶接止端部形状の改善あるいは引張残留応力の軽減が可能であることも知られている。

しかし、このショットピーニング処理は鋼球を必要とし、この鋼球の後処理あるいはコストが問題となる場合がある。さらに疲労強度の向上代がばらつくという問題点がある。

【0006】

以上のように、溶接後処理による疲労強度の向上技術を溶接継手に採用することは困難であり、たとえ採用できても疲労強度向上代が低いレベルに留まっていた。そこで溶接後処理が不要であり、溶接ままで溶接継手の疲労強度向上が達成できるような技術が切望されている。

【0007】

このような観点から、溶接ままで溶接継手の疲労強度を向上させるために、疲労き裂の伝播を抑制する鋼板がいくつか提案されている。

例えば非特許文献1には、一般造船用鋼材の昇温過程でフェライトを加工することにより表層に超細粒組織を形成したいわゆるSUF鋼が、疲労き裂の伝播速度を低下させる効果を有することが開示されている。しかし、フェライトの細粒化のみでは伝播速度を著しく低下させるのは困難であり、さらに表層に形成された超細粒組織は溶接熱影響により大部分消失してしまうので、溶接継手の疲労強度向上は十分達成できていない。

【0008】

また特許文献1～7には、軟質のフェライト母相中に硬質のパーライト、ベイナイト、マルテンサイトを第二相とした混合組織にすると、硬質第二相がき裂進展の障害となり、疲労き裂の伝播速度を低下することができる鋼板が開示されている。しかしこれらの技術には、き裂進展を遅らせるための重要な要素であるマルテンサイトの面積率、アスペクト比(長軸/短軸)、硬さ、およびフェライトの硬さ、および両者の間隔を適切に制御できていないために、全く疲労き裂伝播特性が向上しない場合や向上が不十分な場合や著しく鋼材の靱性が劣化する場合があった。

【0009】

例えば特許文献1では、マルテンサイト分率が不十分であり、十分な疲労き裂伝播特性の向上が得られない。特許文献2では、マルテンサイト分率が30%を超えると著しい靱性の低下が起こる上に、フェライトに対する硬質第二相の硬度を30%以上確保してもフェライトの硬さが150以下や硬質第二相の硬さが400以下では、疲労き裂伝播特性の十分な向上効果は得られない。特許文献3も同様にマルテンサイト分率が30%を超えるものであり、鋼材の靱性が著しく損なわれてしまう。

特許文献4～7では、フェライト、第二相の硬さ、分率、およびそれらの間隔が適切に制御されておらず、第二相が硬さの低い400以下のベイナイトの場合では、分率が多くても靱性劣化は抑制されるが、伝播抑制効果は小さい。また、第二相が硬さの高い400以上のマルテンサイトの場合では、分率が30%以上では著しい靱性劣化が生じる。

【0010】

また特許文献8には、フェライトとベイナイトの二相組織とした上で、フェライト相部分の比率、フェライトの硬さ、およびフェライトとベイナイトの相境界の数等を特定範囲に規定することによって、疲労き裂進展速度を低下することができる鋼板が開示されている。しかし、ベイナイトの硬さレベルでは疲労き裂伝播特性の向上効果は不十分であり、フェライトの硬さが150以下でも同様に効果は小さい。

【0011】

また特許文献9～11では、上記に挙げた思想とは異なり、硬質相を母相とし、軟質相を第二相とし分散させることで疲労き裂伝播速度を低下させることができる鋼板が開示されている。これらは、き裂進展に必要な塑性変形エネルギーを軟質相で吸収させることで

10

20

30

40

50

、き裂開口挙動を促進させ、き裂進展を抑制させることを狙ったものであるが、溶接引張残留応力が存在する溶接継手では、き裂が容易に開口するので、き裂開口効果のみでは十分な疲労き裂伝播特性の向上効果は得られない。

【0012】

さらに特許文献12、13では、回復あるいは再結晶フェライト分率を確保し、さらに特定の集合組織を発達させることで疲労き裂伝播速度を低下させることができる鋼板が開示されている。これは特定の集合組織によりき裂進展時のき裂先端の塑性変形を抑制しようとするものであるが、第二相組織が規定されていないフェライトの集合組織のみでは十分な疲労き裂伝播特性は得られない上に、き裂先端の塑性変形は極低 K 領域でしか抑制することができないため適用範囲が著しく狭い。

10

【0013】

以上のように、従来技術では、き裂進展を著しく抑制するための適切な組織制御はできておらず、安定的に疲労き裂伝播速度を低下させることができる鋼板、さらに溶接継手の疲労寿命向上に寄与できる鋼板の開発が切望されている。

【特許文献1】特開平06-271985号公報

【特許文献2】特開平07-090478号公報

【特許文献3】特開平08-073980号公報

【特許文献4】特開平10-168542号公報

【特許文献5】特開平11-001742号公報

【特許文献6】特開2002-047531号公報

20

【特許文献7】特開2003-003229号公報

【特許文献8】特開平08-225882号公報

【特許文献9】特開平07-242992号公報

【特許文献10】特開平08-199286号公報

【特許文献11】特開平09-095754号公報

【特許文献12】特開平08-199286号公報

【特許文献13】特開平09-095754号公報

【非特許文献1】1998年日本材料学会第24回疲労シンポジウム講演論文集

「表層超細粒鋼板の疲労特性」(p157-162)

【発明の開示】

30

【発明が解決しようとする課題】

【0014】

本発明の課題は、前述のような従来技術の問題点を解決し、建築、造船、橋梁、建設機械、海洋構造物などの溶接構造部材に使用される疲労き裂伝播特性に優れた鋼板を提供することにある。具体的には、応力比0.1の応力拡大係数範囲 K が $20 \text{ MPa} \cdot \text{m}$ のときの疲労き裂伝播速度 da/dN が 10^{-8} m/cycle 以下であり、応力比0.1の入熱量が $10 \sim 30 \text{ kJ/min}$ の溶接継手軸力疲労試験のときの疲労寿命が従来鋼の2倍以上を満足する鋼板を提供するものである。

【課題を解決するための手段】

【0015】

40

本発明は前述の課題を解決するために鋭意検討の結果なされたものであり、その要旨とするところは以下の通りである。

(1) 質量%で、

C : 0.03 ~ 0.2%、 Si : 0.01 ~ 1.6%、

Mn : 0.5 ~ 2%、 P : 0.02%以下、

S : 0.02%以下、 Al : 0.001 ~ 0.1%、

N : 0.001 ~ 0.008%

を含有し、残部 Fe および不可避不純物からなり、母材のミクロ組織が、ビッカース硬さが150以上のフェライトを母相とし、ビッカース硬さが400 ~ 900、面積率が5 ~ 30%、アスペクト比(長軸/短軸)が3以上の扁平なマルテンサイトを第二相とした層

50

状組織であり、さらにフェライトとマルテンサイトの板厚方向の平均層間隔が3～50 μmであり、応力比0.1の応力拡大係数範囲 Kが20 MPa mのときの疲労き裂伝播速度 da/dN が 10^{-8} m/cycle 以下であることを特徴とする、疲労き裂伝播特性に優れた鋼板。

(2) さらに質量%で、

Cu : 0.1～2.5%、 Ni : 0.1～5%、
 Cr : 0.01～1.5%、 Mo : 0.01～1.5%、
 W : 0.01～1.5%、 Ti : 0.001～0.05%、
 Nb : 0.005～0.2%、 Zr : 0.005～0.2%、
 V : 0.005～0.2%、 B : 0.0002～0.005%

の1種または2種以上を含有することを特徴とする、前記(1)に記載の疲労き裂伝播特性に優れた鋼板。

(3) さらに質量%で、

Mg : 0.0005～0.01%、 Ca : 0.0005～0.01%、
 REM : 0.005～0.05%

の1種または2種以上を含有することを特徴とする、前記(1)または(2)に記載の疲労き裂伝播特性に優れた鋼板。

【発明の効果】

【0017】

本発明によれば、建築、造船、橋梁、建設機械、海洋構造物などの溶接構造部材に使用される疲労き裂伝播特性に優れた鋼板を提供することができる。

具体的には、応力比0.1の応力拡大係数範囲 Kが20 MPa mのときの疲労き裂伝播速度 da/dN が 10^{-8} m/cycle 以下であり、溶接継手疲労寿命を従来の2倍以上に向上させることができ、溶接鋼構造物の疲労破壊に対する信頼性を向上させるなど、産業上有用な著しい効果を奏する。

【発明を実施するための最良の形態】

【0018】

一般的には疲労き裂伝播速度は、鋼材の組織や強度に依存しないことが知られている。しかし、本発明者らは鋭意検討を重ねた結果、フェライトを母相とし、マルテンサイトを第二相として層状分散し、さらに硬さ、面積率、アスペクト比(長軸/短軸)、各相の板厚方向の層間隔を適正に制御することによって疲労き裂伝播速度が従来に比べ著しく低下することを知見した。

疲労き裂伝播速度が低下するメカニズムは、鋼板圧延冷却中にマルテンサイト変態したときに生じるマルテンサイト周囲の内部応力の変化によるものであり、き裂進展に対する駆動力を下げる効果がある。この効果により、マルテンサイト直上においてき裂は停滞し、さらにマルテンサイトの内部を容易に進展することはできず、マルテンサイトの界面に沿ってき裂は迂回したり分岐したりする。このようなき裂停滞による遅延、き裂迂回・分岐による伝播距離の増大、さらに、き裂迂回・分岐に伴う著しいき裂閉口挙動の発現が、疲労き裂伝播速度の大幅な低下を可能とした。

【0019】

ミクロ組織の限定範囲の理由を以下に述べる。

疲労き裂伝播速度に影響する因子の中で最も影響が大きいものは、マルテンサイト面積率であり、5%以上で伝播速度は急激に低下する。これは、マルテンサイト分率が増えることによりき裂進展の障害が増えることに起因する。しかし30%超では著しく靱性が劣化するので、その範囲を5～30%とした。

【0020】

内部応力を高めて、き裂進展の駆動力をより効果的に下げるためにはマルテンサイト変態開始温度を低くする必要がある。これは低温でマルテンサイト変態が起こると、変態の拘束となるフェライトが硬いため、その反力により内部応力が増大するからである。

マルテンサイト変態開始温度は、熱間圧延時のオーステナイト中の炭素が濃縮する量が

10

20

30

40

50

多いほど低下する。そして、炭素が濃縮する量が多いほどマルテンサイトの硬さは大きくなるので、マルテンサイト変態開始温度を400以下にするためマルテンサイトの硬さは400以上にしなければならない。

マルテンサイト変態開始温度を400以下にしなければならない理由は、400超では変態後の熱収縮により内部応力が緩和され、疲労き裂伝播遅延効果が小さくなるからである。また、マルテンサイトの硬さが900超では、マルテンサイト分率を5%以上確保することが困難であるとともに、マルテンサイトが起点となり脆性破壊を起こす可能性があるため、マルテンサイトの硬さは400~900Hvとした。

【0021】

さらに、上記に述べたようにフェライトの硬いほどマルテンサイト変態時の拘束となり反力が大きくなり内部応力が高まるため、フェライトの硬さを150Hv以上とした。

10

【0022】

マルテンサイトのアスペクト比が大きいほど、き裂進展の障害となるマルテンサイトに当たる頻度が増える上に、迂回・分岐距離が増大することから疲労き裂伝播速度低下には有効である。アスペクト比が3より小さいと、き裂がマルテンサイトに当たっても迂回・分岐距離が小さいため、き裂伝播特性向上効果は小さい。従ってマルテンサイトのアスペクト比(長軸/短軸)は3以上とした。

【0023】

フェライト相とマルテンサイト相は層状に分散させる必要があり、その層間隔が3μmより小さいとマルテンサイト変態時に導入される内部応力が有効に働かなくなり、き裂進展を遅延させることは困難となる。また層間隔が50μm超では、き裂がマルテンサイトへ当たる頻度、すなわち、き裂の停滞、迂回・分岐効果が小さくなることから、層間隔の範囲を3~50μmとした。

20

【0024】

次に、各合金元素の範囲を限定した理由を以下に述べる。なお、以下において%は質量%を意味する。

Cは、本発明の成分として主たる元素の一つであり、マルテンサイト分率を制御することと、鋼の強度を向上させる有効な成分として含有するもので、0.03%未満ではマルテンサイト分率を5%以上確保するのが困難であるが、下限は、実施例の表1に示す本発明例3及び13のC量に基づいて0.05%とした。0.2%超では母材および溶接部の

30

靱性や耐溶接割れ性を低下させるので、0.05~0.2%とした。

【0025】

Siは、強度確保のほか脱酸元素として必須の元素であり、その効果を得るためには0.01%以上の添加が必要で、1.6%を超える過剰な含有は粗大な酸化物を形成して延性や靱性の低下を招くが、上限は、実施例の表1に示す本発明例11のSi量に基づいて0.8%とし、その量を0.01~0.8%とした。

【0026】

Mnは、強度を高めるために必須の元素であるが、0.5%未満では母材強度を確保できない。一方、2%を超える過剰な含有は、粒界脆化等により母材靱性や溶接部の靱性、さらに溶接割れ性などを劣化させるため、その量を0.5~2%とした。

40

【0027】

Pは、鋼の靱性に影響を与える元素であり、0.02%を超えると母材だけでなくHAZの靱性を著しく阻害するので極力少ないほうが良く、上限を0.02%とした。

【0028】

Sは、Pと同様に低いほど好ましく、0.02%を超えるとMnS析出が顕著となり、母材のHAZ靱性を阻害して板厚方向の延性も低下させるため、上限を0.02%とした。

【0029】

Alは、脱酸、オーステナイト粒径の細粒化等に有効な元素であり、効果を発揮するためには0.001%以上含有する必要がある。一方、0.1%を超えて過剰に含有すると

50

、粗大な酸化物を形成して延性を極端に劣化させるため、その量を0.001~0.1%とした。

【0030】

Nは、AlやTiと化合してオーステナイト粒微細化に有効に働くため、微量であれば機械的性質の向上に寄与する。また、工業的に鋼中のNを完全に除去することは不可能であり、必要以上に低減することは製造工程に過大な負担をかけるため好ましくない。そのため工業的に制御が可能で、製造工程への負荷が許容できる範囲として下限を0.001%とする。過剰に含有すると固溶Nが増加し、歪時効特性が劣化するために、上限を0.008%とした。

【0031】

以上が本発明の基本成分の限定理由であるが、本発明においては、強度・韌性の調整のために、必要に応じてCu、Ni、Cr、Mo、W、Ti、Nb、Zr、V、Bの1種あるいは2種以上を含有することができる。以下に各元素の成分限定理由を述べる。

【0032】

Cuは、韌性を低下させずに強度の上昇に有効な元素であるが、0.1%未満では効果がなく、2.5%を超えると鋼片加熱時や溶接時に割れを生じやすくする。従ってその量を0.1~2.5%とした。

【0033】

Niは、韌性および強度の改善に有効な元素であり、その効果を得るためには0.1%以上の添加が必要であるが、5%を超える過剰な添加では、効果が飽和する一方で、HAZ韌性や溶接性の劣化を生じる懸念があり、また高価な元素であるため経済性も考慮して、その量を0.1~5%とした。

【0034】

Crは、焼入れ性を高めて強度を確保する上で0.01%以上必要である。一方、1.5%を超えるとNiと同様の理由で好ましくない。従ってその量を0.01~1.5%とした。

【0035】

Moは、焼入れ性向上、強度向上、耐焼戻し脆化、および再結晶抑制に有効な元素で、その効果を得るためには0.01%以上の添加が必要であるが、1.5%を超えると韌性および溶接性が劣化する。従ってその量を0.01~1.5%とした。

【0036】

Wは、焼入れ性を高めて強度を確保するのに必要な元素であるが、効果を発揮でき、他特性に悪影響を及ぼさない範囲として、その量を0.01~1.5%とした。

【0037】

Tiは、析出強化により母材強度向上に寄与するとともに、高温でも安定なTiNの形成により加熱オーステナイト粒径微細化にも有効な元素であり、効果を発揮するためには0.001%以上含有する必要がある。一方、0.05%を超えると粗大な酸化物を形成して延性を極端に劣化させるため、その量を0.001~0.05%とした。

【0038】

Nb、Zr、Vは、析出強化により母材の強度向上に寄与するが、0.005%未満では効果がなく、0.2%を超える過剰の添加では延性や韌性が劣化する。従って、Nb、Zr、Vともにその量を0.005~0.2%とした。

【0039】

Bは、固溶状態でオーステナイト粒界に偏析することで、微量で焼入れ性を高めることが可能な元素であるが、粒界に偏析した状態ではオーステナイトの再結晶抑制にも有効である。焼入れ性、再結晶抑制に効果を発揮するためには0.0002%以上の添加が必要であるが、一方、0.005%を超える過剰の添加は、粗大な析出物を生じて韌性が劣化するため、その量を0.0002~0.005%とした。

【0040】

さらに、本発明においては、延性の向上、継手韌性の向上のために、必要に応じてMg

10

20

30

40

50

、Ca、REMの1種または2種以上を添加することができる。

Mg、Ca、REMはいずれも硫化物の熱間圧延中の展伸を抑制して延性向上に有効である。酸化物を微細化させて継手靱性の向上にも有効に働く。その効果を発揮するための下限の含有量は、Mgは0.0005%、Caは0.0005%、REMは0.005%である。一方、過剰に含有すると、硫化物や酸化物の粗大化を生じ、延性、靱性の劣化を招くため、上限の含有量を、Mgは0.01%、Caは0.01%、REMは0.05%とした。

【0041】

以上が、本発明の基本要件であるミクロ組織と化学成分の限定理由である。加えて、本発明の組織要件を満足させるための適切な製造方法についても提示する。この製造方法は、適正な化学成分を含有する鋼片を、Ac3変態点以上1350以下の温度に加熱後、Ar3変態点～1250のオーステナイト単相域で累積圧下率が53～80%で圧延した後、圧延開始温度がAr3変態点以下、圧延終了温度が600以上のオーステナイト-フェライトの二相域で、累積圧下率が40～90%の仕上圧延を行う。仕上圧延後、5～80/sの冷却速度で20～400まで加速冷却してもよい。さらに、300～500の温度範囲で焼戻ししてもよい。ただし、本発明のミクロ組織については、その達成手段を問わず効果を発揮するものである。

【0042】

熱間圧延に先立ち、鋼塊を100%オーステナイト化する必要がある、このためには鋼塊の温度をAc3変態点以上に加熱する必要がある。しかし、1350を超えて加熱すると、オーステナイト粒が著しく粗大化し、圧延後に細粒フェライトが得られなくなるので、加熱温度の上限は1350とする。

【0043】

引き続き熱間圧延をAr3変態点～1250の温度域に限定したのは、オーステナイト単相域での圧延を施すことによって、変態温度の高温化と変態組織の微細化が図られ、二相域圧延において細粒フェライトが得られるからである。累積圧下率10%未満ではこの効果は少ないが、下限は、実施例の表2に示す本発明例A2の累積圧下率に基づき53%とするのが適切である。また80%を超えると、引き続き二相域圧延での圧下を確保できなくなる。この場合、オーステナイト域で制御圧延を施し、二相域圧延の前にオーステナイト粒をさらに微細化しておく方が好ましい。

【0044】

本発明では、硬いフェライト中に扁平で硬いマルテンサイトを層状に分散させることが必要であり、このためにAr3変態点以下における仕上圧延が極めて重要な役割を果たし、本発明で必須の工程である。フェライトの硬さ向上、マルテンサイトの硬さ向上、扁平化、変態開始温度の低温化のためには、Ar3点以下の仕上圧延が必要であり、圧延温度は低いほうが望ましいが、低温ほど変形抵抗が上昇するので圧延荷重が上昇し、圧延が困難である。また600未満になると、マルテンサイトの分率を5%以上確保することができなくなる。従って圧延終了温度を600以上とした。

【0045】

仕上圧延の累積圧下率が40%未満では、フェライトの硬さ向上、マルテンサイトの硬さ向上、扁平化の効果が少なく、さらにフェライトとマルテンサイトの板厚方向の層間隔が増大してしまうため、累積圧下率は大きいほど好ましい。従って仕上圧延累積圧下率を40～90%とした。

【0046】

二相域圧延後の冷却方法としては、マルテンサイト変態させるために、マルテンサイト変態開始温度以下まで、5～80/sの冷却速度で20～400まで加速冷却する必要がある。

加速冷却する場合の冷却速度を5～80/sに限定したのは、5/s未満では加速冷却にマルテンサイト変態が困難である上に、母材の強度、靱性の向上が期待できないためであり、80/s超では表層と内部との組織あるいは特性の差が大きく生じて好まし

10

20

30

40

50

くないためである。

【0047】

また、加速冷却は鋼板の所望の強度、靱性レベルに応じて20～400で停止する。加速冷却の停止温度を20未満とすることは材質を制御する上でなんら効果がなく、単に製造コストの上昇を招くだけで意味がない。逆に加速冷却を400超で停止すると、マルテンサイト変態が困難である上に、内部応力が緩和され、疲労き裂伝播特性の向上が期待できない。

【0048】

圧延・冷却後に、必要に応じて引き続き実施する焼戻し処理は、回復による母材組織の靱性向上を目的としたものであるから、加熱温度は逆変態が生じない温度域であるAc1以下でなければならない。さらに500超では、内部応力が緩和されることにより疲労き裂伝播特性が劣化することから上限を500とした。また、回復は転位の消滅・合体により格子欠陥密度を減少させるものであり、これを実現させるためには300以上に加熱することが必要であるため、下限を300とした。なお、この焼戻し熱処理によって、生成する焼戻しマルテンサイトも本発明の組織要件であるマルテンサイトとして定義する。

【実施例】

【0049】

以下に、本発明の効果を実施例によってさらに具体的に述べる。

実施例に用いた供試鋼の化学成分を表1に示す。各供試鋼は造塊後、分塊圧延により、あるいは連続鋳造により鋼片としたものである。表1の鋼番1～20は本発明の化学組成範囲を満足しており、鋼番21～25は本発明の化学組成範囲を満足していない。

【0050】

表1の化学成分の鋼片を表2に示す条件により鋼板に製造した。試験No. A1～A23は請求項4～6に関連した方法により製造した。また、試験No. B1～B12は本発明の製造条件を満足していない。それぞれの室温での機械的性質を表2に合わせて示す。

表3は前述の鋼番1～25、試験No. A1～A23、B1～B12からなる鋼板のミクロ組織調査結果、疲労試験結果を示す。

【0051】

10

20

【表 1】

区分	鋼番	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cu	Ni	Cr	Mo	W	Ti	Nb	Zr	V	B	Mg	Ca	REM	
本 発 明 例	1	0.10	0.28	1.45	0.005	0.004	0.009	0.0020				0.15		0.009			0.06		0.0012			
	2	0.12	0.26	1.35	0.006	0.003	0.031	0.0030			0.21	0.20		0.014			0.09			0.0020		
	3	0.05	0.38	0.95	0.006	0.002	0.031	0.0032	1.50	1.10						0.06	0.06					0.033
	4	0.08	0.25	1.91	0.012	0.003	0.024	0.0025					0.25								0.0023	
	5	0.07	0.50	0.82	0.005	0.004	0.003	0.0032				1.10								0.0085		
	6	0.13	0.30	0.55	0.005	0.003	0.029	0.0063	4.50		4.50				0.024							
	7	0.12	0.16	1.25	0.005	0.002	0.003	0.0030			0.20	0.20			0.007	0.11					0.0009	0.008
	8	0.10	0.21	1.35	0.004	0.004	0.018	0.0031						1.20	0.009		0.15				0.0014	
	9	0.16	0.05	0.80	0.004	0.003	0.030	0.0030			0.21	0.20			0.010	0.10						
	10	0.19	0.35	0.70	0.017	0.004	0.022	0.0020												0.0035		
	11	0.15	0.80	1.25	0.005	0.018	0.024	0.0028							0.013			0.15				0.010
	12	0.08	0.25	1.32	0.004	0.003	0.040	0.0013			0.15	0.15				0.10		0.04		0.0008		
	13	0.05	0.08	1.52	0.004	0.004	0.038	0.0051								0.08		0.18				
	14	0.16	0.33	0.65	0.012	0.005	0.033	0.0022	0.12	0.12	0.25	0.21			0.020			0.03	0.0015			
	15	0.11	0.25	1.40	0.005	0.003	0.029	0.0029			0.21	0.20			0.010	0.03	0.18					
	16	0.10	0.43	1.22	0.008	0.006	0.009	0.0011					0.25			0.02						
	17	0.12	0.26	0.84	0.005	0.003	0.088	0.0013				0.51						0.04	0.0010			
	18	0.14	0.26	1.36	0.004	0.003	0.030	0.0013		1.00		0.40							0.0009			
	19	0.17	0.25	0.84	0.005	0.003	0.040	0.0013										0.04	0.0009			
	20	0.15	0.38	1.33	0.004	0.003	0.037	0.0042														
	21	0.01	1.50	0.93	0.002	0.003	0.025	0.0062	0.35	3.05					0.014	0.12						
	22	0.25	0.33	0.35	0.005	0.004	0.065	0.0120		0.51	0.52					0.06						
	23	0.15	1.80	1.22	0.025	0.005	0.034	0.0020	0.25	0.25	0.32			0.06		0.01	0.09	0.02				0.012
	24	0.01	0.31	1.55	0.005	0.009	0.003	0.0012								0.01					0.0004	
	25	0.25	0.80	2.50	0.006	0.003	0.026	0.0025	0.16	0.16	0.25	0.25							0.0015			
比較例																						

【表 2】

区分	試験 No	鋼片厚 (mm)	加熱温度 (°C)	粗圧延条件		仕上圧延条件		仕上板厚 (mm)	冷却開始温度 (°C)	冷却速度 (°C/sec)	冷却停止温度 (°C)	焼戻し温度 (°C)	機械的性質			
				開始温度 (°C)	累積圧下率 (%)	A3変態点 (°C) * 1	累積圧下率 (%)						降伏応力 (MPa)	引張強さ (MPa)	伸び (%)	VE-J (J)
本発明例																
A1	1	240	1150	1050	75	700	771	67	710	25	<100	480	485	580	32	186
A2	2	240	1150	1100	53	720	766	78	700	20	300	(*2)	490	585	31	180
A3	3	200	1200	1150	60	690	752	75	690	25	<100	—	460	565	30	168
A4	4	200	1100	1050	56	725	742	71	720	20	<100	—	458	620	29	158
A5	5	240	1150	1100	75	700	780	75	680	25	<100	—	466	630	28	145
A6	6	240	1200	1150	58	730	754	80	715	20	<100	—	488	618	28	135
A7	7	200	1150	1000	65	740	770	71	720	20	<100	—	445	605	27	128
A9	9	240	1150	1100	67	725	782	75	705	25	<100	—	525	660	25	122
A10	10	240	1100	1000	58	730	784	75	710	25	<100	—	541	685	24	105
A11	11	200	1200	1150	60	740	773	75	720	10	<100	—	515	673	25	102
A12	12	240	1230	1170	56	735	783	67	710	20	250	—	462	625	28	149
A14	14	240	1150	1100	58	750	792	75	720	20	<100	350	498	590	32	175
A15	15	200	1240	1190	70	700	766	75	705	15	<100	—	513	675	28	104
A16	16	200	1200	1150	60	735	793	76	718	30	<100	—	485	625	28	116
A17	17	240	1100	1050	58	730	787	78	715	25	<100	—	460	620	29	110
A18	18	240	1150	1100	58	690	732	75	702	20	<100	—	495	643	30	165
A19	19	200	1100	1050	68	720	780	75	710	15	<100	450	438	605	32	185
A20	20	200	1100	1050	63	700	757	76	705	20	350	(*2)	505	658	28	118
A21	21	200	1200	1150	50	680	750	75	690	25	<100	—	385	450	36	205
A22	22	240	1050	1000	48	740	752	80	720	20	<100	—	586	725	12	10
A23	24	200	1050	1000	60	750	798	75	730	20	<100	—	343	452	34	199
B1	11	200	1150	1100	—	905	773	—	880	0.6(空冷)	—	—	356	523	38	185
B2	12	200	1100	1050	40	880	783	75	640	20	<100	—	425	545	29	163
B3	13	200	1050	1000	81	715	777	33	700	25	<100	600	388	540	32	175
B4	14	240	1150	1100	58	725	792	75	710	25	<100	600	512	620	33	180
B5	15	200	1050	1000	63	780	766	67	760	20	<100	—	505	618	31	176
B6	16	240	1150	1100	—	920	793	—	885	0.6(空冷)	—	—	335	510	39	192
B7	17	240	1150	1100	79	760	787	60	740	3	<100	—	388	545	30	180
B8	18	240	1150	1100	67	850	732	75	830	5	<100	550	518	605	27	178
B9	19	240	1150	1100	85	880	780	40	680	20	<100	—	438	590	26	138
B10	20	200	1150	1000	50	740	757	75	720	25	550	(*2)	395	564	28	156
B11	23	200	1150	1100	60	800	787	75	780	10	550	(*2)	492	628	15	13
B12	25	240	1150	1100	75	950	641	75	930	25	—	—	825	1015	8	8

*1: 化学組成からの推定値
 *2: 復熱による自己焼き戻し

10

20

30

40

【表 3】

区分	試験 No.	鋼番	母相		第二相			母相と第二相の層間隔 (μm)	疲労特性		
			組織*	硬さ (Hv)	組織*	硬さ (Hv)	面積率 (%)		アスペクト比 (-)	ΔK=20MPa√m のときの伝播速度 (m/cycle)	溶接継手疲労試験 BI に対する寿命比
本発明鋼	A1	1	F	154	M(T)	420	20	5.5	9.5E-09	4.5E+05	2.0
	A2	2	F	156	M(T)	415	25	7.8	9.2E-09	4.6E+05	2.1
	A3	3	F	155	M	880	6	5.8	8.4E-09	4.7E+05	2.1
	A4	4	F	160	M	540	10	4.4	7.0E-09	5.0E+05	2.3
	A5	5	F	170	M	800	8	6.0	6.5E-09	5.1E+05	2.3
	A6	6	F	175	M	700	16	12.3	6.0E-09	5.2E+05	2.4
	A7	7	F	180	M	600	18	4.9	3.2E-09	6.4E+05	2.9
	A9	9	F	165	M	650	20	7.8	3.5E-09	6.2E+05	2.8
	A10	10	F	190	M	650	28	10.2	3.1E-09	6.5E+05	2.9
	A11	11	F	173	M	640	25	6.2	3.5E-09	6.2E+05	2.8
	A12	12	F	165	M	690	12	5.4	4.5E-09	5.7E+05	2.6
	A14	14	F	158	M(T)	430	29	7.0	8.8E-09	4.6E+05	2.1
	A15	15	F	180	M	705	20	8.5	2.9E-09	6.5E+05	3.0
	A16	16	F	170	M	620	25	7.2	2.6E-09	6.7E+05	3.0
	A17	17	F	173	M	560	18	6.2	4.5E-09	5.8E+05	2.6
	A18	18	F	175	M	730	16	8.9	3.5E-09	6.2E+05	2.8
	A19	19	F	155	M(T)	540	24	7.5	9.4E-09	4.5E+05	2.1
	A20	20	F	175	M(T)	680	20	7.6	3.1E-09	6.4E+05	2.9
	A21	21	F	180	M	850	3	5.0	1.6E-08	3.8E+05	1.7
	A22	22	F	160	M	500	40	7.6	3.0E-09	1.5E+05	0.7
	A23	24	F	150	M	500	1	3.8	4.8E-08	2.4E+05	1.1
	B1	11	F	130	P	250	20	2.2	8.0E-08	2.2E+05	1.0
	B2	12	F	130	M	650	13	2.5	1.2E-08	4.2E+05	1.9
	B3	13	F	120	M	750	6	2.5	1.1E-08	4.2E+05	1.9
	B4	14	F	128	M(T)	300	25	6.1	2.5E-08	3.1E+05	1.4
B5	15	F	155	B+M	350	15	3.5	2.0E-08	3.2E+05	1.4	
B6	16	F	145	P	260	15	1.8	5.0E-08	2.3E+05	1.0	
B7	17	F	125	B	300	18	1.5	2.0E-08	3.5E+05	1.6	
B8	18	B	260	-	-	-	-	4.5E-08	2.2E+05	1.0	
B9	19	F	120	M	450	25	1.2	1.5E-08	3.0E+05	1.4	
B10	20	F	170	B	280	20	4.5	1.4E-08	4.0E+05	1.8	
B11	23	B	230	-	-	-	-	5.0E-08	2.3E+05	1.0	
B12	25	M	420	-	-	-	-	7.0E-08	1.8E+05	0.8	

*F:フェライト P:パーライト B:ベイナイト M:マルテンサイト M(T):焼き戻しマルテンサイト

10

20

30

40

【0054】

ミクロ組織は、鋼板の圧延方向の板厚断面を鏡面研磨後、ナイトール腐食、レベラ腐食によって現出させ、光学顕微鏡を用いて観察し、生成した相を後述の硬さ試験結果と併用して同定した。そして、硬さ測定はマイクロビッカース硬さ試験機を用いて荷重10gにて実施した。各相の分率、アスペクト比、層間隔は、光学顕微鏡写真を画像解析することによって求めた。

50

【 0 0 5 5 】

図 1 は、疲労き裂伝播試験に用いた試験片を示す図である。疲労き裂伝播試験条件は以下の通りとした。

- ・荷重負荷方式：3点曲げ、
- ・応力比：0.1、
- ・環境：室温大気中、
- ・き裂長さ測定：直流電位差法

【 0 0 5 6 】

図 2 は、溶接継手疲労試験に用いた試験片を示す図である。溶接は、入熱 18 kJ / m² で炭酸ガスアーク溶接を行った。疲労試験条件は以下の通りとした。

- ・荷重負荷方式：軸力、
- ・応力比：0.1、
- ・環境：室温大気中、
- ・試験応力範囲：150 MPa

【 0 0 5 7 】

試験 No. A1 ~ A20 は、いずれも本発明の化学組成の鋼片を本発明の要件に従って製造した鋼材であり、組織要件も満足しており、応力拡大係数範囲 K が 20 MPa^{1/2} のときの疲労き裂伝播速度 da/dN が 10^{-8} m/cycle 以下、かつ溶接継手疲労寿命が試験 No. B1 の比較例に対して 2 倍以上と、優れた疲労特性を有していた。

【 0 0 5 8 】

一方、試験 No. A21 ~ 23 は、本発明の製造要件は満足しているが、化学組成の限定範囲が外れている。試験 No. A21、23 は、フェライト - マルテンサイト組織となっているが、マルテンサイト分率が小さいか、または層間隔が大きいため、 $K = 20$ MPa^{1/2} のときの伝播速度が 10^{-8} m/cycle 以上であり、そのため溶接継手疲労寿命が試験 No. B1 の比較例に対して 2 倍以下であり、本発明鋼に比べて疲労特性は劣っていた。また試験 No. A22 は、マルテンサイト分率が過剰であるため、靱性が大幅に劣化し、溶接継手疲労寿命は疲労試験途中で脆性破壊を起こしたため、本発明鋼に比べて著しく劣っていた。また、層間隔が小さすぎたことにより伝播特性も本発明鋼に比べ劣っていた。

【 0 0 5 9 】

また試験 No. B1 ~ B10 は、本発明の化学組成の限定範囲は満足しているが、製造要件が外れている。試験 No. B1、B6、B7、B8、B10 は、第二相がマルテンサイトではなく、マルテンサイト以外ではき裂進展の有効な障害とはなり難いため、疲労き裂伝播特性は本発明鋼に比べ劣化し、溶接継手疲労寿命も向上しなかった。

試験 No. B2、B3 は、第二相がマルテンサイトであるが、フェライト硬さが小さく、内部応力が高められなかったことに加え、アスペクト比が小さいか、または層間隔が大きかったので、き裂進展時にマルテンサイトに当たる頻度が少なく、有効な障害となり得なかったため、疲労き裂伝播特性は本発明鋼に比べ劣化し、溶接継手疲労寿命も向上しなかった。

【 0 0 6 0 】

試験 No. B4 は、焼戻し温度が高く、内部応力が緩和されたため、き裂進展の障害とはならず、疲労特性は本発明鋼に比べ劣っていた。試験 No. B5 は仕上げ圧延開始温度、加速冷却開始温度が高く、第二相の大部分がベイナイトとなったため、き裂進展の障害とはならず、疲労特性は本発明鋼に比べ劣っていた。試験 No. B9 は、第二相がマルテンサイトであるが、仕上げ累積圧下率が小さく、アスペクト比が極めて小さかったため、き裂進展時にマルテンサイトに当たる頻度が少なく、有効な障害となり得なかったため、疲労特性は本発明鋼に比べ劣っていた。

さらに、試験 No. B11 ~ B12 については、化学組成、製造法ともに本発明の限定範囲を満たしていないため、本発明鋼に比べて疲労特性は顕著に劣化していた。

【 図面の簡単な説明 】

10

20

30

40

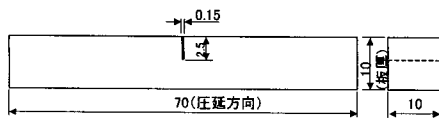
50

【 0 0 6 1 】

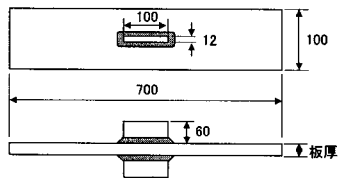
【 図 1 】 疲労き裂伝播試験に用いた試験片を示す図である。

【 図 2 】 溶接継手疲労試験に用いた試験片を示す図である。

【 図 1 】



【 図 2 】



フロントページの続き

(51)Int.Cl. F I
C 2 2 C 38/58 (2006.01) C 2 2 C 38/58

(72)発明者 中島 清孝
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 野瀬 哲郎
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 石川 忠
富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社 技術開発本部内

合議体

審判長 山田 靖
審判官 佐藤 陽一
審判官 山本 一正

(56)参考文献 特開平10-168542(JP,A)
特開平11-1742(JP,A)
特開2000-17379(JP,A)
特開2002-129281(JP,A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)
C22C38/00-38/60
C21D 8/00- 8/10