

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第4706477号
(P4706477)

(45) 発行日 平成23年6月22日(2011.6.22)

(24) 登録日 平成23年3月25日(2011.3.25)

(51) Int.Cl.	F I		
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00	3 0 1 A	
C 2 2 C 38/14 (2006.01)	C 2 2 C 38/14		
C 2 2 C 38/58 (2006.01)	C 2 2 C 38/58		
C 2 1 D 8/02 (2006.01)	C 2 1 D 8/02	A	
B 2 1 B 45/00 (2006.01)	B 2 1 B 45/00	L	

請求項の数 8 (全 15 頁)

(21) 出願番号	特願2005-507281 (P2005-507281)	(73) 特許権者	000002118 住友金属工業株式会社 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号
(86) (22) 出願日	平成16年6月18日(2004.6.18)	(74) 代理人	100081352 弁理士 広瀬 章一
(86) 国際出願番号	PCT/JP2004/008905	(72) 発明者	藤原 知哉 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
(87) 国際公開番号	W02004/113581	(72) 発明者	菅田 登 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
(87) 国際公開日	平成16年12月29日(2004.12.29)	(72) 発明者	岡口 秀治 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
審査請求日	平成17年11月7日(2005.11.7)		
(31) 優先権主張番号	特願2003-175156 (P2003-175156)		
(32) 優先日	平成15年6月19日(2003.6.19)		
(33) 優先権主張国	日本国(JP)		

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】耐疲労亀裂進展特性に優れた鋼材とその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

鋼の化学組成が、質量%で、C：0.01%以上、0.10%以下、Si：0.19%以上、0.60%以下、Mn：0.5%以上、2.0%以下、sol.A1：0.005%超、0.10%以下、N：0.0005%以上、0.008%以下を含み、Nb：0.005%以上、0.08%以下、Ti：0.005%以上、0.03%以下、V：0.005%以上、0.080%以下からなる群の内の1種以上を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物からなり、かつ、鋼の成分(質量%)が下記(1)式、(2)式、(3)式を満足し、

組織が、フェライトとベイナイトの構成比率が合計で面積率で90%以上、パーライトの面積率が2%以上10%以下、(110)面からのX線回折強度の半価幅が0.13度以上0.3度以下であること

を特徴とする耐疲労亀裂進展特性に優れた鋼材。

$$6 \ 20 \times C + 5 \times Si + 10 \times Mn \ 30 \ \dots (1)$$

$$0.01 \ C / Mn \ 0.10 \ \dots (2)$$

$$0.01 \ C / (Mn + 20Nb + 10Ti + 5V) \ 0.10 \ \dots (3)$$

【請求項2】

鋼の化学組成が、さらに質量%で、Cu：0.7%未満、Ni：3.0%以下、Cr：1.0%未満、Mo：0.80%以下、W：0.05~0.50%からなる群の内の1種以上を含有し、かつ、下記(4)式を満足する請求項1に記載の耐疲労亀裂進展特性に優

れた鋼材。

$0.01 \text{ C} / (\text{Mn} + 1 / 10 \text{ Cu} + 1 / 2 \text{ Ni} + 1 / 4 \text{ Cr} + \text{Mo} + 20 \text{ Nb} + 10 \text{ Ti} + 5 \text{ V}) \leq 0.10 \dots (4)$

【請求項 3】

鋼の化学組成が、さらに、質量%で、Ca: 0.007%以下、Mg: 0.007%以下、Ce: 0.007%以下、Y: 0.5%以下、Nd: 0.5%以下、REM: 0.05%以下からなる群の内の1種以上を含有した請求項1または2に記載の耐疲労亀裂進展特性に優れた鋼材。

【請求項 4】

請求項1～3のいずれかに記載の化学組成を有する鑄造スラブを1000～1250 10
に加熱する加熱工程と、加熱された前記スラブに仕上温度720～800として熱間
圧延を施す熱間圧延工程と、前記熱間圧延を施した鋼材に冷却を施す冷却工程とを備え、
前記冷却工程においては、650～400の間の平均冷却速度を5～25/sとする
加速冷却を施し、該加速冷却を400以下の温度で停止し、その後、復熱温度幅が70
以下となるようにして冷却を終了することを特徴とする疲労亀裂進展抵抗性に優れた
鋼材の製造方法。

【請求項 5】

請求項1～3のいずれかに記載の化学成分を有する鑄造スラブを1000～1250
に加熱する加熱工程と、加熱された前記スラブに熱間圧延を施す熱間圧延工程と、その
後加速冷却はせずに放冷する工程と、Ac1点+50以上に再加熱する加熱工程と、再加
20
熱された前記鋼材に冷却を施す冷却工程とを備え、前記冷却工程においては、650
～400の間の平均冷却速度を5～25/sとする加速冷却を施し、該冷却を400
以下の温度で停止し、その後、復熱温度幅が70以下となるようにして冷却を終了す
ることを特徴とする疲労亀裂進展抵抗性に優れた鋼材の製造方法。

【請求項 6】

請求項5に記載の再加熱、冷却工程を2回以上行うことを特徴とする疲労亀裂進展抵抗
性に優れた鋼材の製造方法。

【請求項 7】

請求項4に記載の製造方法において、冷却を終了してからさらにAc1点+50以上
に再加熱する加熱工程と、前記再加熱された鋼材に冷却を施す冷却工程とを備え、前記冷
30
却工程においては、650～400の間の平均冷却速度を5～25/sとする加速
冷却を施し、該冷却を400以下の温度で停止し、その後、復熱温度幅が70以下と
なるようにして冷却を終了することを特徴とする疲労亀裂進展抵抗性に優れた鋼材の製造
方法。

【請求項 8】

請求項4～7のいずれかに記載の製造方法に加えて、さらにAc₁点以下の温度に加熱
して焼き戻すことを特徴とした疲労亀裂進展抵抗性に優れた鋼材の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】 40

本発明は、船体、土木建設物、建設機械、水圧鉄管、海洋構造物、ラインパイプなどに
構造用材料として使用される厚鋼板等の鋼材、特に490MPa級の耐疲労亀裂進展特性に優れ
た鋼材およびその製造方法に関する。

【背景技術】

【0002】

近年、溶接構造物が大型化される傾向が顕著になってきており、高強度化と軽量化が望
まれている。しかしながら高強度鋼を使用する際には設計応力が上昇するため、溶接部か
ら疲労破壊が発生しやすくなり、その改善が重要な問題となっている。構造用鋼材などの
厚鋼板では一般に溶接施工が施されるため、溶接部から発生、進展する疲労亀裂を鋼材で
停留させることができれば、構造物の疲労寿命の延長に有効である。このため、疲労亀裂 50

進展抑制効果を有する鋼板が種々提案されている。

【0003】

特開平7-90478号公報には、耐疲労亀裂進展性の良好な鋼板およびその製造法が開示されている。この鋼板は、圧延方向に延在する縞状の硬質な第二相が、軟質な母相内に面積率で5~50%の割合で散在した組織を有するものである。

【0004】

また軟質相が母相として存在しており、かつ硬質の第二相は縞状であり、鋼板圧延方向に延在し、亀裂進展を抑制するとされている。しかしこの方法では、疲労亀裂の進展抑制効果は板厚方向のみであり、その他の方向での進展抑制効果は小さい。

【0005】

また、特開平6-271985号公報には、組織が主にフェライト、パーライト、ベイナイトの1種または2種以上で構成され、さらに平均存在間隔20 μ m以下でかつ平均扁平比5以上の形状をした島状マルテンサイトを体積率で0.5~5%の割合で存在させた耐疲労亀裂伝播特性の優れた鋼板が示されている。しかし、高強度鋼において平均扁平比の大きな島状マルテンサイトが存在すると、靱性劣化をもたらすことになる。

【0006】

特開平7-242992号公報には、組織が硬質部の素地と、この素地に分散した軟質部とからなり、この2部分の硬度差がビッカース硬度で150以上であることを特徴とする疲労亀裂進展抑制効果を有する鋼板が開示されている。しかし、硬度差150以上を得ようとすると薄肉の素材などでは強度を490MPa級に安定して抑える必要があり、これは必ずしも容易でなかった。

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0007】

本発明はこれらの課題を解決するためになされたものであり、その目的とするところは、船体、土木建設物、建設機械、水圧鉄管、海洋構造物、ラインパイプなど構造用材料として使用される鋼材であって、耐疲労亀裂進展抑制特性に優れた鋼材およびその製造方法を提供することにある。

【課題を解決するための手段】

【0008】

本発明者らは鋼の結晶組織と疲労亀裂進展抵抗性との関係について種々研究を重ねた結果、以下の知見を得た。

すなわち、硬質相(ベイナイト、マルテンサイト、焼戻マルテンサイトなど)の組織中の転位密度が疲労亀裂進展速度に影響し、特に、前記転位密度が十分に高い場合には、硬質相を主体とする組織を有する鋼においても、疲労亀裂進展抵抗性が高く耐疲労性に優れた強度の高い鋼材を得ることができる。このような硬質相を主体とする組織を有する鋼においても疲労亀裂進展抵抗性が優れるのは、鋼が繰り返し変形を受ける過程で、転位密度が高い硬質相の硬度が低減し、これにより疲労亀裂先端での開口荷重が低下することが寄与しているものと考えられた。

【0009】

このような転位密度が高い組織は低温で変態した組織で得られる。さらに、低温で変態し転位密度の高い組織は格子歪を多く含むため、X線回折試験を行った際の回折強度分布においてピークの幅が広がる。従って、十分な疲労亀裂進展抵抗性は、X線回折試験で得られる回折強度の半価幅(強度がピーク強度の1/2における分布幅、単位は「度」)がある一定値以上である場合に得ることができる。

【0010】

本発明はこれらの知見を基にして完成されたものであり、その要旨は下記(1)~(3)に記載の疲労亀裂進展抵抗性に優れた鋼材、および(4)~(8)に記載のその製造方法にある。

【0013】

10

20

30

40

50

(1) 鋼の化学組成が、質量%で、 $C: 0.01\%$ 以上、 0.10% 以下、 $Si: 0.19\%$ 以上、 0.60% 以下、 $Mn: 0.5\%$ 以上、 2.0% 以下、 $sol. Al: 0.005\%$ 超、 0.10% 以下、 $N: 0.0005\%$ 以上、 0.008% 以下を含み、 $Nb: 0.005\%$ 以上、 0.08% 以下、 $Ti: 0.005\%$ 以上、 0.03% 以下、 $V: 0.005\%$ 以上、 0.080% 以下からなる群の内の1種以上を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなり、かつ、鋼の成分(質量%)が下記(i)式、(ii)式、(iii)式を満足し、

組織が、フェライトとベイナイトの構成比率が合計で面積率で90%以上、パーライトの面積率が2%以上10%以下、(110)面からのX線回折強度の半価幅が0.13度以上0.3度以下であること

を特徴とする耐疲労亀裂進展特性に優れた鋼材:

$$\frac{620 \times C + 5 \times Si + 10 \times Mn}{0.01} \leq \frac{30}{C/Mn} \leq \dots (i)$$

$$\frac{0.01}{0.01} \leq \frac{C}{(Mn + 20Nb + 10Ti + 5V)} \leq 0.10 \dots (ii)$$

【0016】

(2) 鋼の化学組成が、さらに質量%で、 $Cu: 0.7\%$ 未満、 $Ni: 3.0\%$ 以下、 $Cr: 1.0\%$ 未満、 $Mo: 0.80\%$ 以下、 $W: 0.05 \sim 0.50\%$ からなる群の内の1種以上を含有し、かつ、下記(iv)式を満足する上記(1)に記載の耐疲労亀裂進展特性に優れた鋼材。

$$\frac{0.01}{0.01} \leq \frac{C}{(Mn + 1/10Cu + 1/2Ni + 1/4Cr + Mo + 20Nb + 10Ti + 5V)} \leq 0.10 \dots (iv)$$

【0017】

(3) 鋼の化学組成が、さらに、質量%で、 $Ca: 0.007\%$ 以下、 $Mg: 0.007\%$ 以下、 $Ce: 0.007\%$ 以下、 $Y: 0.5\%$ 以下、 $Nd: 0.5\%$ 以下、 $REM: 0.05\%$ 以下からなる群の内の1種以上を含有した上記(1)または(2)に記載の耐疲労亀裂進展特性に優れた鋼材。

【0018】

(4) 上記(1)~(3)のいずれかに記載の化学組成を有する鑄造スラブを1000~1250に加熱する加熱工程と、加熱された前記スラブに仕上温度720~800として熱間圧延を施す熱間圧延工程と、前記熱間圧延を施した鋼材に冷却を施す冷却工程とを備え、前記冷却工程においては、650~400の間の平均冷却速度を5~25/sとする加速冷却を施し、該加速冷却を400以下の温度で停止し、その後、復熱温度幅が70以下となるようにして冷却を終了することを特徴とする疲労亀裂進展抵抗性に優れた鋼材の製造方法。

【0019】

(5) 上記(1)~(3)のいずれかに記載の化学成分を有する鑄造スラブを1000~1250に加熱する加熱工程と、加熱された前記スラブに熱間圧延を施す熱間圧延工程と、その後加速冷却はせずに放冷する工程と、 $Ac1$ 点+50以上に再加熱する加熱工程と、再加熱された前記鋼材に冷却を施す冷却工程とを備え、前記冷却工程においては、650~400の間の平均冷却速度を5~25/sとする加速冷却を施し、該冷却を400以下の温度で停止し、その後、復熱温度幅が70以下となるようにして冷却を終了することを特徴とする疲労亀裂進展抵抗性に優れた鋼材の製造方法。

【0020】

(6) 上記(5)に記載の再加熱、冷却工程を2回以上行うことを特徴とする疲労亀裂進展抵抗性に優れた鋼材の製造方法。

【0021】

(7) 上記(4)に記載の製造方法において、冷却を終了してからさらに $Ac1$ 点+50以上に再加熱する加熱工程と、前記再加熱された鋼材に冷却を施す冷却工程とを備え、前記冷却工程においては、650~400の間の平均冷却速度を5~25/sとする加速冷却を施し、該冷却を400以下の温度で停止し、その後、復熱温度幅が70

10

20

30

40

50

以下となるようにして冷却を終了することを特徴とする疲労亀裂進展抵抗性に優れた鋼材の製造方法。

【0022】

(8) 上記(4)～(7)のいずれかに記載の製造方法に加えて、さらに A_{c1} 点以下の温度に加熱して焼き戻すことを特徴とした疲労亀裂進展抵抗性に優れた鋼材の製造方法。

【0023】

本発明にかかる疲労亀裂進展抵抗性に優れた鋼材の性能は、特に限定するものではないが、望ましい性能としては、疲労亀裂進展速度が 3×10^{-5} mm/cycle以下である。さらには、靱性が重要視される鋼材の場合には、衝撃試験における吸収エネルギーが vE_{20} で100J以上の特性を兼ね備えている。

【発明を実施するための最良の形態】

【0024】

本発明に係る鋼材の組織や化学組成を限定する理由は次の通りである。

組織：本発明にかかる鋼材は、容易に高強度を得るために、その組織は、主として、フェライトとベイナイトで構成される。上記ベイナイトは上部ベイナイト、下部ベイナイト、アシキュラーフェライト、グラニュラーベイナイトなどの組織を含むものである。

【0025】

「主として」との意味は、鋼の組織においてフェライトとベイナイトの組織の構成比率が合計で面積率にて90%以上であることを意味する。残りの組織は特に限定するものではなく、パーライト、擬似パーライト組織など、通常観察される組織で構わない。

【0026】

X線回折の半価幅：半価幅は、X線回折強度の分布において、回折強度がピーク強度の1/2となる部分の分布幅を回折角度で示した値である。高温で生成し、転位密度の小さな組織ほど半価幅は小さいものとなる。半価幅の大きな組織ほど転位密度が大きく、疲労亀裂進展抵抗性が優れる。

【0027】

X線回折をおこなう結晶面は、最も一般的に用いられる理由から、(110)面を対象とした。本発明で規定する半価幅は、良好な疲労亀裂進展抵抗性を得るために、(110)面での回折強度の半価幅が0.13度以上のものとする。490MPa級鋼の場合は、強度等のバランスの観点から0.13～0.24度とするのが望ましい。

【0028】

図1は、X線回折強度のデータにおける半価幅の解析法を説明する模式図である。図1(a)、(b)は、それぞれ(110)面における回折強度を示すグラフである。図1(a)に示すように、半価幅は、回折強度のピークにおいて、回折強度が最も高い強度値の1/2のところでの分布の幅を角度で表したものである。図1(b)に示すように、ピークが2つに分かれている場合には、高い方のピークの1/2の値をとる。

【0029】

上記半価幅は、回折パターンで K_1 と K_2 のピークが独立して現れる時は、 K_1 の値を、 K_1 と K_2 の値が重なって現れる時は合計の幅で測定する。なお、上記半価幅の測定は、厚さ方向で鋼材表面から1mm内部にはいった部位において、圧延面と平行な面で行うものとする。

【0030】

(1) 式の値：6以上30以下

(1) 式は、硬質相としてのベイナイト組織の比率を示すもので、(1) 式の値が6未満の場合は、フェライト+ベイナイト組織中のベイナイトの比率が十分でなく、本発明の製造条件において鋼板を製造しても適切な半価幅を得ることができず、良好な疲労強度進展抵抗性が得られない。

【0031】

逆に(1) 式の値が30を超える場合は、強度を490MPa級にしようとするフェライト+ベ

10

20

30

40

50

イナイト組織中のフェライト組織を増加させねばならず、この場合も良好な疲労亀裂進展抵抗性が得られない。

【0032】

(2)、(3)、(4)式：0.01以上0.10以下

これらの式はベイナイト組織の硬度を示すもので、その値が0.01未満の場合はベイナイト組織の硬度が不十分となり良好な疲労亀裂進展抵抗性が得られない。逆に0.10を超える場合は変態の進行の冷却速度依存性が大きくなり、鋼板全体において均一な疲労亀裂進展抵抗性を得るのが容易ではない。

【0033】

本発明の好適態様において鋼の化学組成をさらに具体的に限定する理由は次の通りである。

C：鋼の強度を高めるのに有効な元素であり、鋼の強度を得るために、0.01%以上含有させる。しかしながら0.10%を超えて含有させると靱性が劣化するので、これを避けるためにC含有量は0.10%以下とする。より望ましくは0.03~0.07%である。

【0034】

Si：鋼の脱酸に有効な元素であり、その効果を得るために0.03%以上含有させる。しかし、0.60%を超えて含有させると、M-A組織の形成が促進される。ここに、M-A組織は、ベイナイト組織中に形成される島状マルテンサイトの一種で、残留オーステナイトを含むM-A変態生成物である。M-A組織は非常に硬度が高く、容易に靱性を劣化させることが知られている。従って靱性劣化を避けるためにSi含有量は0.60%以下とする。より望ましくは0.3%以上、0.5%以下である。

【0035】

Mn：焼入性向上に有効な元素であり、強度上昇と疲労亀裂進展抵抗性を向上させるために、0.5%以上含有させる。他方、2.0%を超えると靱性が劣化するので、Mn含有量は2.0%以下とする。

ただし、後述するようにBを含有する場合にはMn：0.3%以上、2.0%以下としてもよい。

【0036】

sol.Al：AlはSiとともに脱酸に必要な元素であり、その効果を得るために0.005%超のsol.Alを含有させる。他方、sol.Al含有量が0.10%を超えるとM-A比率（M-A組織の存在比率）が増加し靱性が劣化する。これを避けるためにsol.Al含有量は0.10%以下とする。

【0037】

N：AlやTiと結合して析出物となり、オーステナイト粒の細粒化に寄与し靱性を改善する作用がある。この効果を得るために、Nは0.0005%以上含有させる。他方N含有量が0.008%を超えるとM-A比率が増加し靱性が劣化する。これを避けるためにため、N含有量は0.008%以下とする。

【0038】

B：必須元素ではないが、Bは焼入性を著しく高める作用があり、強度上昇させるのに有効である。従ってさらにこれらの効果を得るために含有させても構わない。上記効果を得るには、0.0003%以上含有させるのが有効である。しかしながらBを0.0030%を超えて含有させると靱性が劣化するため、その上限は0.0030%とするのが望ましい。Bを含有する場合、Mnの下限を0.3%とすることができる。

【0039】

Nb：必須元素ではないが、細粒化作用を通じて靱性を向上させる作用がある。また、焼入性を増すので強度向上に有効である。従ってこれらの効果を得るために含有させても構わない。その場合、Nbは0.005%以上含有させるのが望ましい。他方その含有量が0.08%を超えると靱性が劣化するので、その上限は0.08%とする。より好ましくは0.06%以下である。

【0040】

10

20

30

40

50

Ti：必須元素ではないが、強度向上に有効であるので、これらの効果を得るために含有させても構わない。上記効果を得るには0.005%以上含有させるのが望ましい。他方、0.03%を超えると靱性が劣化するので、その上限は0.03%とするのが望ましい。

【0041】

V：必須元素ではないが、強度向上に有効であるので、これらの効果を得るために含有させても構わない。含有させる場合には、上記効果を得るために0.005%以上含有させるのが望ましい。他方、0.080%を超えると靱性が劣化するので、その上限は0.080%とするのが望ましい。

【0042】

Cu：必須元素ではないが、鋼の強度を高める作用があるので、その目的で含有させても構わない。その効果を得るには0.3%以上含有させるのが望ましい。しかしながらその含有量が0.7%以上になると鋼の靱性が劣化するので、含有させる場合でもその上限は0.7%未満とする。望ましくは0.5%未満である。

【0043】

Ni：必須元素ではないが、鋼の強度を高める作用がある。従ってこれらの効果を得るために含有させても構わない。その効果を得るには0.2%以上含有させるのが望ましい。しかしながらその含有量が3.0%を超えるとコスト上昇に見合う高強度化と疲労亀裂進展抑制効果が見られないので、含有させる場合でもその上限は3.0%とする。

【0044】

Cr：必須元素ではないが、鋼の強度を高める作用がある。従ってこれらの効果を得るために含有させても構わない。その場合には0.3%以上含有させるのが望ましい。しかしながら過剰に含有させると靱性が劣化するので、含有させる場合でも1.0%未満とするのが望ましい。

【0045】

Mo：必須元素ではないが、鋼の強度を高める作用がある。従ってこれらの効果を得るために含有させても構わない。その場合には0.3%以上含有させるのが望ましい。しかしながら過剰に含有させると靱性が劣化するので、含有させる場合でも0.80%以下とするのが望ましい。

【0046】

Wは母材強度を高め耐食性を向上させるためには有効な元素である。この効果を得るに0.05%以上添加する。しかし0.50%を超えると靱性の劣化をきたす。

【0047】

Caは組織微細化を通して靱性改善に寄与する。しかしながら0.007%を超えて含有するとCa介在物の量が過剰となりかえって靱性が劣化する。従ってCa量は0.007%以下とする。また望ましい添加量の範囲は0.0015%以上0.0030%以下である。

【0048】

Mgは組織微細化を通して靱性改善に寄与する。しかしながら0.007%を超えて含有するとMg介在物の量が過剰となりかえって靱性が劣化する。従ってMg量は0.007%以下とする。また望ましい添加量の範囲は0.0005%以上0.0030%以下である。

【0049】

Ceは組織微細化を通して靱性改善に寄与する。しかしながら0.007%を超えて含有するとCe介在物の量が過剰となりかえって靱性が劣化する。従ってCe量は0.007%以下とする。また望ましい添加量の範囲は0.0005%以上0.0030%以下である。

【0050】

Yは組織微細化を通して靱性改善に寄与する。しかしながら、0.5%を超えて含有するとY介在物の量が過剰となりかえって靱性が劣化する。従ってY量は0.5%以下とす

10

20

30

40

50

る。また望ましい添加量の範囲は0.01%以上0.05%以下である。

【0051】

Ndは組織微細化を通して靱性改善に寄与する。しかしながら0.5%を超えて含有するとNd介在物の量が過剰となりかえって靱性が劣化する。従ってNd量は0.5%以下とする。また望ましい添加量の範囲は0.01%以上0.05%以下である。

【0052】

REMは組織微細化を通して靱性改善に寄与する。しかしながら0.05%を超えて含有するとNd介在物の量が過剰となりかえって靱性が劣化する。従ってREM量は0.05%以下とする。また望ましい添加量の範囲は0.005%以上0.03%以下である。

【0053】

本発明における化学組成の残部は、Feおよび不可避不純物である。不純物の1種としてP、Sが例示されるが、P、Sは好ましくはそれぞれ0.015%以下、0.005%以下に制限される。

【0054】

本発明に係る疲労亀裂進展抵抗性に優れた鋼材を製造する手段は特に限定するものではなく、所期の特性が得られる限り、公知の熱間圧延設備、または公知の熱間圧延設備と公知の熱処理設備を使用して、製造してもよい。しかし、その製造条件は以下に述べる方法が好適である。

【0055】

本発明にかかる化学組成を有する鑄造スラブを1000 ~ 1250 に加熱した後に仕上温度720 ~ 800 として熱間圧延を施す。次いでこれを冷却するに際し、得られた熱延鋼材の冷却工程において、650 ~ 400 の間の平均冷却速度を5 /s以上、好ましくは5 /s超、25 /s以下とする加速冷却を施し、該加速冷却を400 以下の温度で停止し、その後、復熱温度幅が70 以下となるようにして冷却を終了する。ここで、復熱温度幅とは冷却を停止した時の到達温度と、冷却停止後鋼板内部の熱で表面の温度が上昇し、安定した時の温度の差を意味する。具体的には水冷装置を出た直後に測定した温度とその後、板厚によって20~50秒のときに測定した温度の差である。

【0056】

鑄造スラブの加熱温度が1000 に満たない場合にはフェライト率が高くなり亀裂の進展速度が大きくなる。1250 を超える場合には組織が粗大になり、靱性が劣化する。

熱間圧延後に本発明によれば加速冷却を行うが、そのとき冷却過程の内の650 ~ 400 の間の平均冷却速度が5 /sに満たない場合にはフェライト率が高くなり同様に亀裂の進展速度が大きくなる。好ましくは、25 /s以下である。加速冷却停止温度が400 超になる場合にはフェライト率が高くなり、進展速度が大きくなる。好ましくは350 以上である。

【0057】

加速冷却停止後冷却終了までの間の復熱温度幅が70 を超える場合には転位密度が減少して進展速度が大きくなる。復熱温度幅を小さくするには、冷却中の鋼板表層と中心部の温度差を小さくするとともに、冷却終了時において少なくとも表層部の相変態を終了させておくことが好ましい。

なお、かかる加速冷却は、熱間圧延後、一旦放冷してから再加熱して行ってもよい。

【0058】

ここに、鋼板表層と中心部の温度差を小さくするには、冷却帯の前段より後段の冷却速度を大きくすると良い。また、加速冷却停止時に表層部の相変態を完了させるには、加速冷却の停止温度を400 以下にすることが好ましい。

【0059】

本発明の好適態様によれば、加速冷却後の冷却が終了してから、あるいは加速冷却は行わずに放冷を終了してからAc₁点+50 以上に再加熱して加速冷却を行う。その場合に Ac₁点+50 以上に再加熱するのは、Ac₁点+50 未満では、オーステナイト変態が十分に起こらないため、その後の冷却において変態する組織分率が低下し、疲労特性に優れた組織

10

20

30

40

50

を十分に得ることができない。したがって、再加熱温度を Ac_1 点 + 50 とした。望ましい加熱温度は、 Ac_3 点以上である。

【 0 0 6 0 】

冷却条件については前述した通りである。この条件はオンライン加速冷却でもオフライン加速冷却でも変わらない。

また焼き戻し温度は Ac_1 点を超えると、オーステナイト変態が生じ、繰り返し軟化の低下と強度、靱性の低下を引き起こす。したがって、焼き戻し温度は Ac_1 点 以下とした。なお、焼き戻し温度は550 以下が好ましい。

【 0 0 6 1 】

また、 Ac_1 点 + 50 以上に再加熱し、冷却する工程は必要により、2回以上行ってもよい。 Ac_1 点 + 50 以上への再加熱と冷却とを行う工程を2回以上繰り返し行うことにより、冷却後の組織が微細になり、強度と靱性が改善される。

10

【 0 0 6 2 】

本発明は鋼材にかかるものであるが、このときの鋼材としては板材はもちろん管材、棒材、型材、線材等、多くの形態の材料が含有される。

【実施例】

【 0 0 6 3 】

表1に示す化学組成の鋼を実験室的に真空溶解し、厚さ100 ~ 160mmのスラブとし、種々の条件で熱間圧延を施した後、種々の条件で冷却して厚さが12 ~ 40mmの厚鋼板とした。熱間圧延条件と冷却条件を表2に示す。

20

【 0 0 6 4 】

【 表 1 】

No.	C	Si	Mn	Cu	Ni	Cr	Mo	W	V	Nb	Ti	B	sol.Al	N	Ca	Mg	Ce	Y	Nd	REM	比較例		
																					A式	B式	
1	0.05	0.41	1.55	—	—	—	—	—	—	—	0.013	—	0.042	0.0036	—	—	—	—	—	—	—	18.6	0.030
2	0.04	0.35	1.45	—	0.34	—	—	—	—	—	0.012	—	0.033	0.0042	—	—	—	—	—	—	—	17.1	0.023
3	0.05	0.41	1.34	—	—	0.35	—	—	—	—	—	—	0.041	0.0051	—	—	—	—	—	—	—	16.5	0.035
4	0.02	0.41	0.88	—	—	—	0.12	—	—	—	0.014	—	0.007	0.0041	0.0016	—	—	—	—	—	—	11.3	0.018
6	0.05	0.46	1.88	0.3	—	—	—	—	0.03	—	0.012	—	0.034	0.0048	—	0.0022	—	—	—	—	—	22.1	0.023
8	0.08	0.41	1.55	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.061	0.0044	—	—	—	0.04	0.03	—	19.2	0.052	
9	0.04	0.05	0.78	—	0.34	—	—	—	—	0.071	0.012	—	0.031	0.0035	—	—	—	—	—	—	—	8.9	0.016
10	0.09	0.55	1.9	—	—	—	—	—	—	0.008	0.011	—	0.035	0.0035	—	—	—	—	—	0.002	—	23.6	0.041
11	0.10	0.19	0.45	0.32	0.19	—	0.22	0.31	—	0.011	0.012	—	0.042	0.0011	—	—	—	—	—	—	—	7.5	0.088
X1	0.16*	0.42	1.56	—	—	—	—	—	—	—	0.011	—	0.008	0.0034	—	—	—	—	—	—	—	21.3	0.108
X2	0.06	0.64*	1.55	—	0.31	—	—	—	—	—	—	—	0.034	0.0042	—	—	—	0.052	0.061	—	—	19.9	0.035
X3	0.04	0.05	0.31*	—	—	—	—	—	—	—	0.014	—	0.013	0.0038	—	—	—	—	—	—	—	4.2	0.089
X4	0.06	0.44	2.79*	—	—	—	—	—	—	—	0.013	—	0.036	0.0059	—	—	—	—	—	—	—	31.3	0.021
X5	0.05	0.25	1.24	1.02	—	—	—	—	—	—	0.041*	—	0.031	0.0041	—	—	0.009	—	—	0.061	—	14.7	0.029
X6	0.08	0.24	0.81	—	—	1.21	—	—	0.088	—	—	0.0011	0.035	0.0044	0.008	0.009	—	—	—	—	—	10.9	0.052
X7	0.09	0.09	0.99	—	—	—	0.88	—	—	0.081	—	—	0.066	0.0035	—	—	—	—	—	—	—	12.2	0.026
X8	0.03	0.23	1.89	—	1.6	0.3	—	—	—	0.034	—	0.0038	0.023	0.0077	—	—	—	—	—	—	—	20.7	0.009
X9	0.02	0.04	0.52	—	—	—	—	—	—	—	0.013	—	0.09	0.0092	—	—	—	—	—	0.066	—	5.8	0.031

A式 : 20×C + 5×Si + 10×Mn

B式 : C/0.04 + 1/10Cu + 1/2 Ni + 1/4Cr + Mo + 20Nb + 10Ti + 5 V

参: 参考例

【 0 0 6 5 】

10

20

30

40

得られた鋼板の組織、X線回折の半価幅、引張強度、靱性および疲労亀裂進展速度を以下の方法で調査した。

【0067】

鋼の組織は、板厚の1/4に相当する部分から採取した試料の断面を研磨し、2%ナイトール腐食液によりエッチングを施した面について、光学顕微鏡観察により1試料について10視野測定し、10個の測定値の平均をもって当該鋼板の組織を決定した。

【0068】

X線回折の半価幅は、25mm角の試験片を採取し、厚さ方向で表面から1mm内側の圧延面と平行な面を電解研磨して測定面とした。

X線測定は、理学電機(社)製RU-200を用いて行った。コバルト線源を用い、出力は30kV、100mAであった。25mm角の試験片の内、直径20mmの範囲を想定した。

【0069】

引張試験片は板厚の中心部からJIS 14A号引張試験片を圧延方向に平行に採取して、引張試験に供した。靱性は、JIS-Z2202に規定される4号のシャルピー衝撃試験片を板厚中心部から圧延方向に平行に採取してシャルピー衝撃試験を行い、衝撃吸収エネルギー(vE_{20} 、単位はJ)を求めた。

【0070】

疲労亀裂進展速度は、図2(a)に示すサーボパルス装置と、図2(b)に示すCT試験片1を用いる疲労試験法により測定した。図2(a)に示す装置において、参照番号1はCT試験片、2は試験溶液槽、3は溶液循環ポンプ、4はロードセル、5は油圧シリンダ、6は油圧源、7はサーボバルブ、8は波形発生器、9は負荷制御器、10aおよび10bは負荷棒をそれぞれ示す。図2(b)に示すCT試験片1(60×62.5mm、厚さ12.5mm)には2.5mmの切り込み10が施してあり、その上下の穴部12に負荷棒10aおよび10bを装着する。

【0071】

本装置により、試験溶液槽2中で試験片1に油圧シリンダ5より負荷棒10aおよび10bを經由して切り込み先端部に繰り返し応力を負荷する。試験片は厚さ方向で板厚中心の部分から切り込みの長手方向が圧延垂直方向に平行になるように採取した。

【0072】

疲労試験条件は次のとおりとした。

$$f(\text{繰り返し速度}) = 20\text{Hz}$$

$$R(\text{応力比}) = 0.1$$

$$T(\text{試験温度}) = \text{室温}$$

試験雰囲気は大気中。

【0073】

疲労き裂進展試験の結果、いずれの試験片の場合も、中K領域(K:応力拡大係数範囲で最大応力拡大係数と最小応力拡大係数との差)における疲労き裂進展速度が評価された。本試験での中K領域は(15~30MPa \sqrt{m})疲労き裂進展の第II領域に相当した。

【0074】

Paris則[Trans. ASTM, Ser. D. 85.523(1963)]、すなわち

$$da/dN = C(K)^m、\text{ただし } K : \text{kN/mm}^{3/2}、$$

$$da/dN : \text{mm/cycle}$$

が成り立つことが判明した。

【0075】

このことから、本発明では、疲労亀裂進展特性はこの中K領域の $K = 20\text{MPa}\sqrt{m}$ における、亀裂進展速度 $da/dn(\text{mm/cycle})$ で評価した。

【0076】

表3に上記の調査、測定および疲労試験の結果を示す。表3で、主体となる組織(面積比で90%以上を占めた組織)欄の符号Bはベイナイト、Mはマルテンサイト、Fはフェライト、Pはパーライトを意味する。

【0077】

10

20

30

40

50

【表 3】

試験 No	鋼 No	熱 処 理 No	主体とな る組織	パーライト 組織の面積 率 (%)	半価幅 (110) 面 (度)	強 度		靱性 vE _{2.1} (℃)	進展速度 ×10 ⁻⁴ (mm/cycle)
						YS (MPa)	TS (MPa)		
1	1	A	F+B	6	0.22	394	552	216	1.2
2	1	C	F+B	5	0.19	413	576	240	2.1
3	2	B	F+B	5	0.21	486	621	231	1.4
4	3	D	F+B	7	0.26	467	570	167	1.6
5	4	D	F+B	2	0.24	488	612	264	1.8
7	6	B	F+B	5	0.15	499	618	161	1.9
9	8	C	F+B	8	0.26	398	556	180	1.8
10	9	A	F+B	6	0.25	421	561	233	1.8
11	10	A	F+B	8	0.3	395	480	251	1.6
12	11	B	F+B	9	0.22	490	608	189	1.7
13	1	E	F+B	3	0.22	385	568	243	2.3
14	1	F	F+B	2	0.19	379	533	199	2.6
16	1	H	F+B	4	0.23	379	522	256	2.3
17	1	I	F+B	2	0.26	424	572	176	1.7
18	1	J	F+P	14	0.09	389	466	216	6.2
19	3	L	F+P	13	0.10	422	481	249	5.9
21	8	M	F+P	15	0.09	428	561	220	6.9
23	X1	A	F+P	12	0.08	446	592	198	6.2
24	X2	C	F+B	7	0.16	389	542	84	2.4
25	X3	B	F	8	0.07	386	499	220	6.3
26	X4	D	B+M	0	0.27	686	812	124	2.1
27	X5	C	F+B	8	0.16	448	589	75	2.2
28	X6	C	B	0	0.18	646	785	34	1.9
29	X7	A	B+M	0	0.28	711	846	112	1.8
30	X8	B	B+M	0	0.19	623	750	108	1.8
31	X9	B	F	2	0.04	349	449	118	6.7
32	2	O	F+M	0	0.18	334	798	27	2.6
33	2	P	F+P	15	0.08	345	492	265	6.4
34	4	Q	F+P	10	0.11	316	468	246	6.7
35	4	R	F+B	7	0.11	388	583	188	5.5

【0078】

表3に示すように、組織と半価幅が本発明が規定する条件を満足する試験No.1~17の鋼板は、疲労亀裂進展速度が 4×10^{-5} mm/cycle以下と遅く、極めて優れた疲労亀裂進展抵抗性を有していた。これに対し、試験No.18~35の鋼板は、強度が490MPa級以上 (TS 620MPa、YS 500MPa) となっていたり、吸収エネルギーが100Jに満たなかった。主体となる組織やX線回折の半価幅が本発明の規定する範囲をはずれていたものは、疲労亀裂進展速度が 4×10^{-5} mm/cycleを超えており、所望の疲労亀裂進展抵抗性が得られなかった。

【産業上の利用可能性】

【0079】

本発明に係る鋼材は、疲労亀裂進展抵抗性が良好であるうえ、硬質な組織を主体とするものであるため、鋼の強度を高めるのが容易である。また、化学組成の調整により優れた靱性を備えさせることもできる。従って、船体、土木建設物、建設機械、水圧鉄管、海洋構造物、ラインパイプなど構造用材料として使用される任意の厚さの厚鋼板に好適である

。また、本発明の鋼材は熱間圧延後の冷却制御により容易に製造できるので、工業上の価値が大きい。

【図面の簡単な説明】

【0080】

【図1】 X線回折の半価幅測定法を説明するための模式図であり、図1(a)、(b)はそれぞれ(110)面における回折強度を示すグラフである。

【図2】 (a)はサーボパルサ疲労試験装置の概要を示す模式図、(b)は疲労試験片の形状を示す模式図である。

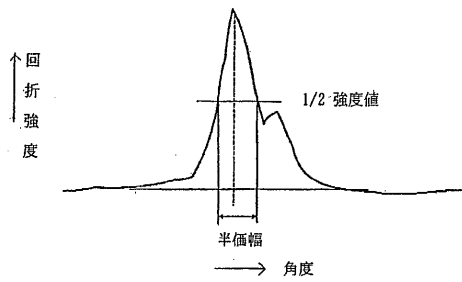


Fig. 1(a)

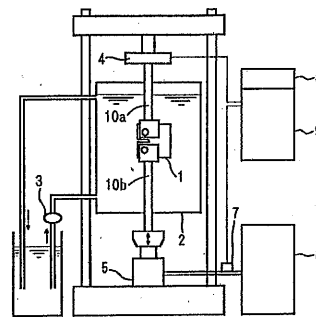


Fig. 2(a)

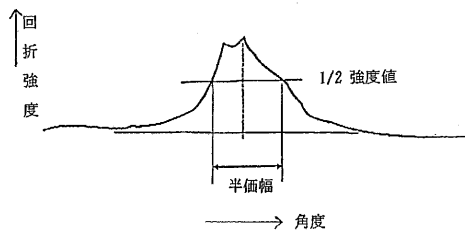


Fig. 1(b)

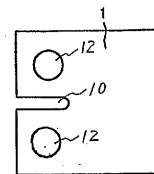


Fig. 2(b)

フロントページの続き

(72)発明者 有持 和茂
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 佐藤 陽一

(56)参考文献 特開2000-129392(JP, A)
特許第3770208(JP, B2)
特開平08-109413(JP, A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)
C22C 38/00-38/60
C21D 8/00- 8/10