

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局



(43) 国際公開日
2004 年 12 月 29 日 (29.12.2004)

PCT

(10) 国際公開番号
WO 2004/113581 A1

(51) 国際特許分類⁷: **C22C 38/00**, 38/06, 38/58, C21D 8/02

(21) 国際出願番号: PCT/JP2004/008905

(22) 国際出願日: 2004 年 6 月 18 日 (18.06.2004)

(25) 国際出願の言語: 日本語

(26) 国際公開の言語: 日本語

(30) 優先権データ:
特願2003-175156 2003 年 6 月 19 日 (19.06.2003) JP

(71) 出願人 (米国を除く全ての指定国について): 住友金属工業株式会社 (SUMITOMO METAL INDUSTRIES, LTD.) [JP/JP]; 〒5410041 大阪府大阪市中央区北浜 4 丁目 5 番 3 3 号 Osaka (JP).

(72) 発明者; および

(75) 発明者/出願人 (米国についてのみ): 藤原 知哉 (FUJIWARA, Kazuki) [JP/JP]; 〒5410041 大阪府大阪市中央区北浜 4 丁目 5 番 3 3 号 住友金属工業株式会社内 Osaka (JP). 菅田 登 (KONDA, Noboru) [JP/JP]; 〒5410041 大阪府大阪市中央区北浜 4 丁目 5 番 3 3 号 住友金属工業株式会社内 Osaka (JP). 岡口 秀治 (OKAGUCHI, Shuji) [JP/JP]; 〒5410041 大阪府大阪市中央区北浜 4 丁目 5 番 3 3 号 住友金属工業株式会社内 Osaka (JP). 有持 和茂 (ARIMOCHI, Kazushige) [JP/JP]; 〒5410041 大阪府大阪市中央区北浜 4 丁目 5 番 3 3 号 住友金属工業株式会社内 Osaka (JP).

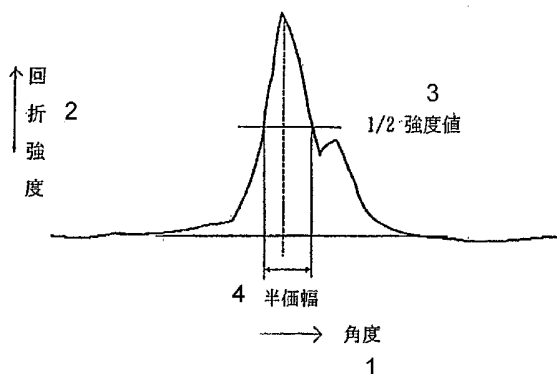
(74) 代理人: 広瀬 章一 (HIROSE, Shoichi); 〒1030023 東京都中央区日本橋本町 4 丁目 4 番 2 号 東山ビル Tokyo (JP).

(81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BR,

[続葉有]

(54) Title: STEEL PRODUCT EXCELLENT IN CHARACTERISTICS OF RESISTANCE TO FATIGUE CRACK EXTENSION AND METHOD FOR PRODUCTION THEREOF

(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



- 1...ANGLE
2...DIFFRACTION INTENSITY
3...1/2 INTENSITY VALUE
4...PEAK WIDTH AT HALF HEIGHT

(57) Abstract: A steel product having a structure comprised mainly of a hard phase and being excellent in characteristics of the resistance to fatigue crack extension, wherein it has a structure comprised mainly of ferrite/beinite, and the X-ray diffraction strength pattern thereof from the (110) plane exhibits a peak width at half height of 0.13 degree or more, and wherein it has a chemical composition that C: 0.01 to 0.10 %, Si: 0.03 to 0.6 %, Mn: 0.5 to 2.0 %, sol.Al: 0.005 to 0.10 %, N: 0.0005 to 0.008 % and Ft (3Mn + Cu + 1.5Cr + 1.8Ni + 1.5Mo): 4.0 to 6.0 %, or a chemical composition that B: 0.0030 % or less, Ft: 3.5 to 5.5 % and optionally further contains one or more of Cu, Ni, Cr and Mo; and a method for producing the above steel product which comprises hot rolling and then subjecting the hot-rolled product to a quenching treatment.

[続葉有]



WO 2004/113581 A1



BW, BY, BZ, CA, CH, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, HR, HU, ID, IL, IN, IS, JP, KE, KG, KP, KR, KZ, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LV, MA, MD, MG, MK, MN, MW, MX, MZ, NA, NI, NO, NZ, OM, PG, PH, PL, PT, RO, RU, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SY, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, YU, ZA, ZM, ZW.

CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HU, IE, IT, LU, MC, NL, PL, PT, RO, SE, SI, SK, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:

— 国際調査報告書

(84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LS, MW, MZ, NA, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AT, BE, BG,

2文字コード及び他の略語については、定期発行される各PCTガゼットの巻頭に掲載されている「コードと略語のガイダンスノート」を参照。

(57) 要約: 主として硬質相からなる組織を有する疲労亀裂進展特性に優れた鋼材およびその製造方法を提供する。組織を主としてフェライト/ベイナイトで構成し、(110)面からのX線回折強度の半価幅が0.13度以上のものとする。具体的には、鋼組成は、C : 0.01~0.10%、Si : 0.03~0.6%、Mn : 0.5~2.0%、sol.Al : 0.005~0.10%、N : 0.0005~0.008%、かつ、Ft (3Mn+Cu+1.5Cr+1.8Ni+1.5Mo) : 4.0~6.0%であり、または、Bを0.0030%以下含み、Ft : 3.5~5.5%であり、さらにCu、Ni、Cr、Moの内の1種以上を含有するものであってもよい。熱延後焼入処理して製造する。

明 細 書

耐疲労亀裂進展特性に優れた鋼材とその製造方法

技術分野

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

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、疲労亀裂進展抑制効果を有する鋼板が種々提案されている。

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。

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。

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 $20\mu\text{m}$ 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。

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

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物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。

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。

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くなる。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。

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）～（8）に記載の疲労亀裂進展抵抗性に優れた鋼材、および（9）～（13）に記載のその製造方法にある。

（1）組織が、主として、フェライトとベイナイトで構成され、パーライトの面積率が10%以下であり、かつ、（110）面からのX線回折強度の半価幅が0.13度以上であることを特徴とする耐疲労亀裂進展抵抗性に優れた鋼材。

（2）組織が、主として、フェライトとベイナイトで構成され、パーライトの面積率が10%以下であり、かつ、鋼の成分（質量%）が下記（1）、（2）式を満足することを特徴とする耐疲労亀裂進展特性に優れた鋼材。

$$6 \leq 20 \times C + 5 \times Si + 10 \times Mn \leq 30 \quad \cdots (1)$$

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

(3) 組織が、主として、フェライトとベイナイトで構成され、パーライトの面積率が 10% 以下、(110) 面からの X 線回折強度の半価幅が 0.13 度以上であり、かつ、鋼の成分 (質量%) が下記 (1)、(2) 式を満足することを特徴とする耐疲労亀裂進展特性に優れた鋼材。

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

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

(4) 鋼の化学組成が、質量%で、C: 0.01% 以上、0.10% 以下、Si: 0.03% 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、残部が Fe および不可避免の不純物からなることを特徴とする上記 (1) ~ (3) のいずれかに記載の耐疲労亀裂進展特性に優れた鋼材。

(5) 鋼の化学組成が、質量%で、C: 0.01% 以上、0.10% 以下、Si: 0.03% 以上、0.60% 以下、Mn: 0.3 % 以上、2.0 % 以下、sol.Al: 0.005% 超、0.10% 以下、N: 0.0005% 以上、0.008 % 以下、B: 0.0003~0.0030% を含み、残部が Fe および不可避免の不純物からなることを特徴とする上記 (1) ~ (3) のいずれかに記載の耐疲労亀裂進展特性に優れた鋼材。

(6) 鋼の化学組成が、さらに、質量%で、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、かつ、下記 (3) 式を満足する上記 (4) または (5) に記載の耐疲労亀裂進展特性に優れた鋼材。

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

(7) 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) 式を満足する上記 (4) ~ (6) のいずれかに記載の耐疲労亀裂進展特性に優れた鋼材。

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

(8) 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 (4) ~ (7) のいずれかに記載の耐疲労亀裂進展特性に優れた鋼材。

(9) 上記 (4) ~ (8) 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。

(10) (4)～(8)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、 A_{c1} 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。

(11) (10)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。

(12) (9)に記載の製造方法において、冷却を終了してからさらに A_{c1} 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℃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。

(13) (9)～(12)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。

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。

図面の簡単な説明

図1は、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、図2(b)は疲労試験片

の形状を示す模式図である。

発明を実施するための最良の形態

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。

「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。

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。

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。

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。

上記半価幅は、回折パターンで $K\alpha_1$ と $K\alpha_2$ のピークが独立して現れる時は、 $K\alpha_1$ の値を、 $K\alpha_1$ と $K\alpha_2$ 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 1 mm 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。

(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。

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。

(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。

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。

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。

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。

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。

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。

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、強度上昇と疲労亀裂進展抵抗性を向上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。

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と疲労亀裂進展抑制に有効である。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。

Ti : 必須元素ではないが、強度向上と疲労亀裂進展抑制に有効であるので、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。

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。

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。

Ni : 必須元素ではないが、鋼の強度を高める作用があり、また、疲労亀裂進展抑制にも有効である。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。

Cr：必須元素ではないが、鋼の強度を高める作用があり、また、疲労亀裂進展抑制にも有効である。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。

Mo：必須元素ではないが、鋼の強度を高める作用があり、また、疲労亀裂進展抑制にも有効である。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。

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。

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。

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。

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。

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。

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。

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。

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。

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。

本発明にかかる化学組成を有する鋳造スラブを 1000℃～1250℃に加熱した後に熱間圧延を施す。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。

鋳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。

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。

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。

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 Ac_1 点+50℃以上に再加熱して加速冷却を行う。その場合に Ac_1 点+50℃以上に再加熱するのは、 Ac_1 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。

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。

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。

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

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。

表 1

本 発 明 例																					比 較 例			
Na	C	Si	Mn	Cu	Ni	Cr	Mo	W	V	Nb	Ti	B	sol. Al	N	Ca	Mg	Ce	Y	Nd	REM	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	0.0061	—	—	—	—	—	—	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		
5	0.09	0.35	1.45	—	—	—	—	—	—	0.012	0.013	—	0.081	0.0033	—	—	—	—	—	—	18.1	0.049		
6	0.05	0.46	1.88	0.3	—	—	—	—	0.03	—	0.012	—	0.034	0.0048	—	0.0022	—	—	—	—	22.1	0.023		
7	0.05	0.51	0.56	—	—	—	0.12	—	—	—	0.013	0.0011	0.056	0.0031	—	—	0.0017	—	—	—	9.2	0.062		
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	0.18*	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	0.26	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 : $20 \times C + 5 \times Si + 10 \times Mn$ B式 : $C / (Mn + 1/10Cu + 1/2 Ni + 1/4Cr + Mo + 20Nb + 10Ti + 5 V$

表 2

番 号	入炉加熱 温 度 (℃)	熱間圧延		冷 却			再加熱	冷 却			再加熱	冷 却			備 考		
		仕上温度 (℃)	板厚 (mm)	速度 (650-400℃) (℃/s)	停止温度 (℃)	復熱温度幅 (℃)		速度 (650-400℃) (℃/s)	停止温度 (℃)	復熱温度幅 (℃)		速度 (650-400℃) (℃/s)	停止温度 (℃)	復熱温度幅 (℃)	速度 (650-400℃) (℃/s)	停止温度 (℃)	復熱温度幅 (℃)
A	1160	720	14	17	380	28	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
B	1140	780	28	20	280	19	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
C	1080	800	34	19	350	44	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
D	1220	780	12	18	360	42	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
E	1140	800	16	4	—	—	900	23	77	12	—	—	—	—	—	400	—
F	1120	820	22	3	—	—	900	25	346	47	—	—	—	—	—	—	—
G	1160	840	34	5	—	—	820	24	53	16	—	—	—	—	—	—	—
H	1080	860	12	3	—	—	900	23	325	34	880	25	85	12	340	—	—
I	1160	780	45	16	89	46	900	18	73	44	—	—	—	—	—	450	—
J	960	780	24	10	280	28	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
K	1160	840	29	2	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
L	1080	820	24	17	560	22	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
M	1140	800	15	16	520	25	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
N	1120	840	40	41	360	82	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
O	1140	820	24	22	280	35	720	24	78	42	—	—	—	—	—	—	—
P	1120	780	29	20	340	41	900	3	—	32	—	—	—	—	—	400	—
Q	1160	800	16	16	78	21	920	19	610	65	—	—	—	—	—	—	—
R	1080	760	34	18	66	22	900	22	315	96	—	—	—	—	—	—	—

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。

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 % ナイタ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。

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 1 mm 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。

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。

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 2.5 mm 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。

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 を経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。

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。

疲労き裂進展試験の結果、いずれの試験片の場合も、中 ΔK 領域 (ΔK : 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 ΔK 領域は (15~30MPa $\sqrt{\text{m}}$) 疲労き裂進展の第 II 領域

に相当した。

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

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

が成り立つことが判明した。

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

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。

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_{-20} (°C)	進展速度 $\times 10^{-5}$ (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
6	5	A	F+B	8	0.27	426	580	188	1.5
7	6	B	F+B	5	0.15	499	618	161	1.9
8	7	C	F+B	6	0.24	484	614	234	2.2
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	365	568	243	2.3
14	1	F	F+B	2	0.19	379	533	199	2.6
15	5	G	F+B	3	0.24	386	548	232	1.9
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
20	5	K	F+P	16	0.11	410	510	199	6.4
21	8	M	F+P	15	0.09	428	561	220	6.9
22	5	N	F+P	14	0.10	406	513	190	4.7
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

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 ($TS \geq 620\text{MPa}$ 、 $YS \geq 500\text{MPa}$) 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。

産業上の利用の可能性

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。

請 求 の 範 囲

1. 組織が、主として、フェライトとベイナイトで構成され、パーライトの面積率が10%以下であり、かつ、(110)面からのX線回折強度の半価幅が0.13度以上であることを特徴とする耐疲労亀裂進展抵抗性に優れた鋼材。

2. 組織が、主として、フェライトとベイナイトで構成され、パーライトの面積率が10%以下であり、かつ、鋼の成分（質量%）が下記(1)、(2)式を満足することを特徴とする耐疲労亀裂進展特性に優れた鋼材。

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

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

3. 組織が、主として、フェライトとベイナイトで構成され、パーライトの面積率が10%以下、(110)面からのX線回折強度の半価幅が0.13度以上であり、かつ、鋼の成分（質量%）が下記(1)、(2)式を満足することを特徴とする耐疲労亀裂進展特性に優れた鋼材。

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

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

4. 鋼の化学組成が、質量%で、C:0.01%以上、0.10%以下、Si:0.03%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、残部がFeおよび不可避的不純物からなることを特徴とする請求項1～3のいずれかに記載の耐疲労亀裂進展特性に優れた鋼材。

5. 鋼の化学組成が、質量%で、C:0.01%以上、0.10%以下、Si:0.03%以上、0.60%以下、Mn:0.3%以上、2.0%以下、sol.Al:0.005%超、0.10%以下、N:0.0005%以上、0.008%以下、B:0.0003～0.0030%を含み、残部がFeおよび不可避的不純物からなることを特徴とする請求項1～3のいずれかに記載の耐疲労亀裂進展特性に優れた鋼材。

6. 鋼の化学組成が、さらに、質量%で、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、かつ、下記(3) 式を満足する請求項4 または5 に記載の耐疲労亀裂進展特性に優れた鋼材。

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

7. 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4～6 のいずれかに記載の耐疲労亀裂進展特性に優れた鋼材。

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

8. 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4～7 のいずれかに記載の耐疲労亀裂進展特性に優れた鋼材。

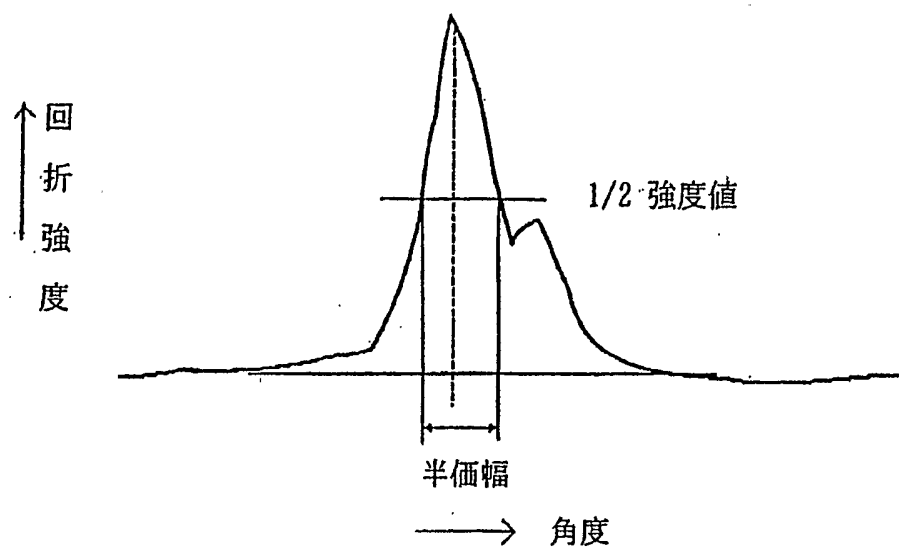
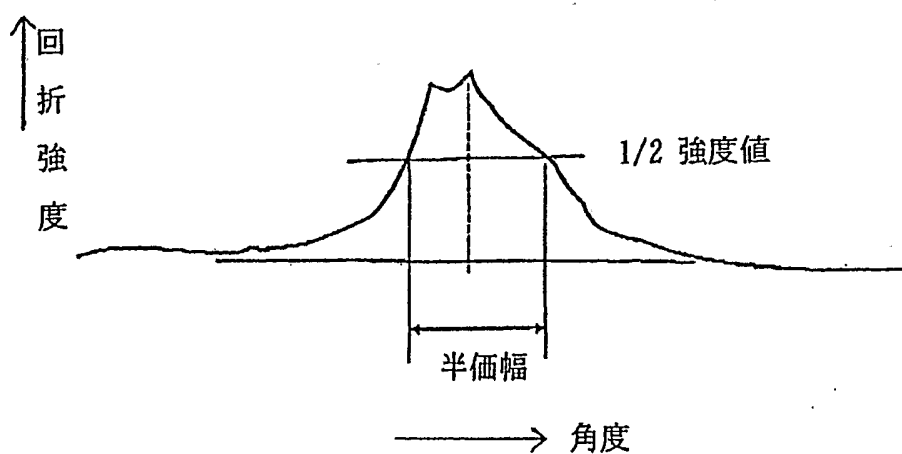
9. 請求項4～8 のいずれかに記載の化学組成を有する鑄造スラブを1000℃～1250℃に加熱する加熱工程と、加熱された前記スラブに熱間圧延を施す熱間圧延工程と、前記熱間圧延を施した鋼材に冷却を施す冷却工程とを備え、前記冷却工程においては、650℃～400℃の間の平均冷却速度を5～25℃/s とする加速冷却を施し、該加速冷却を400℃以下の温度で停止し、その後、復熱温度幅が70℃以下となるようにして冷却を終了することを特徴とする疲労亀裂進展抵抗性に優れた鋼材の製造方法。

10. 請求項4～8 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。

1 1. 請求項 10 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。

1 2. 請求項 9 に記載の製造方法において、冷却を終了してからさらに Ac_1 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℃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。

1 3. 請求項 9～12 のいずれかに記載の製造方法に加えて、さらに Ac_1 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。

$1/2$ **Fig. 1(a)****Fig. 1(b)**

2/2

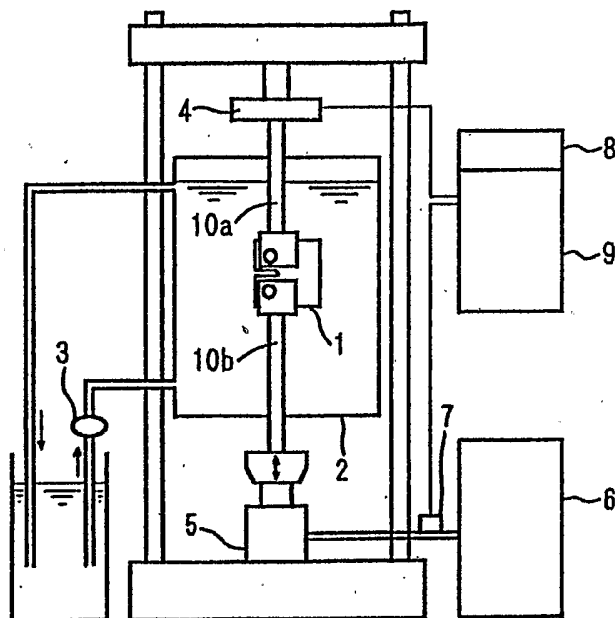


Fig. 2(a)

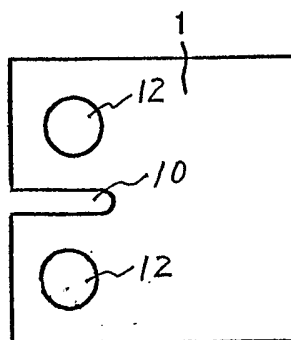


Fig. 2(b)

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2004/008905

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int.Cl⁷ C22C38/00, C22C38/06, C22C38/58, C21D8/02

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

Int.Cl⁷ C22C38/00-60, C21D8/00-10

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2004
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2004	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2004

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

WPI

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 8-109413 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 30 April, 1996 (30.04.96), (Family: none)	1-13
A	JP 8-199286 A (Nippon Steel Corp.), 06 August, 1996 (06.08.96), (Family: none)	1-13
A	JP 11-1742 A (Nippon Steel Corp.), 06 January, 1999 (06.01.99), (Family: none)	1-13
P,X	JP 2003-342673 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 03 December, 2003 (03.12.03), (Family: none)	1-9

☐ Further documents are listed in the continuation of Box C.☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance

"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date

"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)

"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means

"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention

"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone

"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art

"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search
16 September, 2004 (16.09.04)Date of mailing of the international search report
05 October, 2004 (05.10.04)Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl⁷ C22C38/00, C22C38/06, C22C38/58, C21D8/02

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl⁷ C22C38/00-60, C21D8/00-10

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報 1922-1996年
 日本国公開実用新案公報 1971-2004年
 日本国登録実用新案公報 1994-2004年
 日本国実用新案登録公報 1996-2004年

国際調査で使用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)

WPI

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
A	JP 8-109413 A (住友金属工業株式会社) 1996. 04. 30 (ファミリーなし)	1-13
A	JP 8-199286 A (新日本製鐵株式会社) 1996. 08. 06 (ファミリーなし)	1-13
A	JP 11-1742 A (新日本製鐵株式会社) 1999. 01. 06 (ファミリーなし)	1-13

☒ C欄の続きにも文献が列挙されている。☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

「A」 特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
 「E」 国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
 「L」 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す)
 「O」 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
 「P」 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献

「T」 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
 「X」 特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
 「Y」 特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
 「&」 同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

16. 09. 2004

国際調査報告の発送日

05.10.2004

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (ISA/JP)
 郵便番号100-8915
 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官 (権限のある職員)

佐藤 陽一

4K

9731

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

C (続き) . 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
P, X	JP 2003-342673 A (住友金属工業株式会社) 2003. 12. 03 (ファミリーなし)	1-9