

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局(43) 国際公開日
2005 年 12 月 1 日 (01.12.2005)

PCT

(10) 国際公開番号
WO 2005/113848 A1

- (51) 国際特許分類: C22C 38/00, B21D 1/05, C21D 8/02, C22C 38/06, 38/58
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2005/009341
- (22) 国際出願日: 2005 年 5 月 23 日 (23.05.2005)
- (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2004-153572 2004 年 5 月 24 日 (24.05.2004) 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).

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). 大西 一志 (ONISHI, Kazushi) [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). 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). 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).

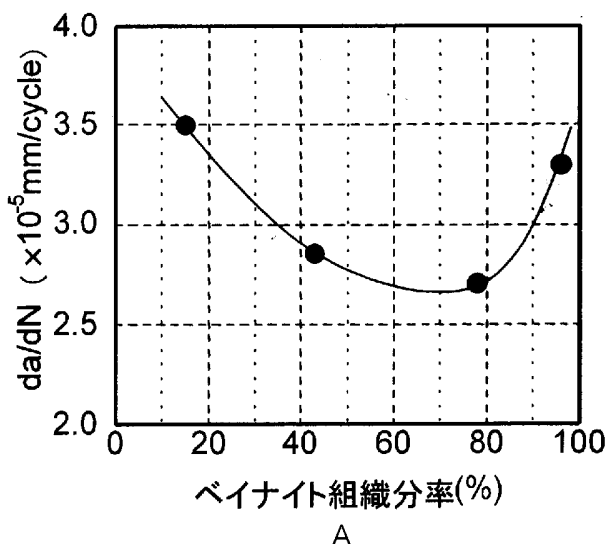
- (72) 発明者; および
(75) 発明者/出願人 (米国についてのみ): 勝元 弘 (KATSUMOTO, Hiroshi) [JP/JP]; 〒5410041 大阪府大阪市

- (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, BW, BY, BZ, CA, CH, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM,

/ 続葉有 /

(54) Title: STEEL PLATE EXCELLENT IN RESISTANCE TO FATIGUE CRACK PROGRESSION

(54) 発明の名称: 耐疲労き裂進展性に優れた鋼板およびその製造方法



A... PROPORTION OF BAINITE STRUCTURE (%)

(57) Abstract: A steel plate, which has a chemical composition, in mass %, that C: 0.01 to 0.10 %, Si: 0.03 to 0.6 %, Mn: 0.3 to 2 %, solAl: 0.001 to 0.1 %, N: 0.0005 to 0.008 %, optionally one or more elements selected from at least one group of a first group to a third group, and the balance: Fe and impurities, and has a metal structure containing, in area %, 30 % or more of a bainite structure, 5 % or less of the sum of a martensite structure and a pearlite structure, and the balanced percentage of a ferrite structure; and a method for producing the steel plate. The above steel plate is a steel plate excellent in the resistance to fatigue fracture which is enhanced in the resistance to the progression by a repeated stress of a crack inherent in a welded zone or the like of a welded structure or the like.

(57) 要約: 溶接構造物等の溶接部等に内在するき裂が繰り返し応力を受けて進展することに対する抵抗性を高めた耐疲労破壊性能に優れた鋼板とその製造方法の提供。質量%で、C:0.01~0.10%、Si:0.03~0.6%、Mn:0.3~2%、solAl:0.001~0.1%、N:0.0005~0.008%を

含有し、必要により 1 群~3 群のうちの少なくとも 1 群から選んだ 1 種以上の元素を含み、残部は Fe と不純物からなり、かつ金属組織が面積率で 30% 以上のベイナイト組織、合計で 5% 以下のマルテンサイト組織とパーライト組織、残部がフェライト組織である鋼板とその製造方法。



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

BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HU, IE, IS, IT, LT, 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,

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。

明 細 書

耐疲労き裂進展性に優れた鋼板およびその製造方法

技術分野

- [0001] 本発明は、土木建築構造物、船舶、海洋構造物、橋梁、建築物、自動車、タンクおよびラインパイプなどの構造物の材料として好適な、大気中および腐食環境中における耐疲労き裂進展性に優れた鋼板とその製造方法に関する。

背景技術

- [0002] 船舶、海洋構造物、橋梁、建築物、タンク、自動車、ラインパイプなどで使用される鋼材には、強度、靱性、疲労特性、等各種の機械的性質が優れていること、および溶接性に優れていることが要求される。特に機械的性質のなかで疲労特性は構造物の強度設計上極めて重要である。
- [0003] 特許文献1には、疲労特性に優れた高強度熱延鋼板の製造方法の発明が開示されている。この発明は、同じ引張り強度でも疲労強度または疲労限度比を上げるために金属組織を規定したもので、PおよびCuを添加した鋼をフェライトとベイナイトからなる組織にし、フェライト部分の硬さを120Hv以上とすれば、加工性にすぐれ、疲労限が向上することが示されている。
- [0004] 特許文献2には、疲労特性と伸びフランジ性の優れた高強度熱延鋼板に係わる発明が開示されている。この発明では、Si、P、MnおよびCrの各含有量を規定した、フェライトと第二相（パーライト、ベイナイト、マルテンサイトおよび残留オーステナイト等）からなる高強度熱延鋼板において、第二相の硬さを200～600Hv、体積率を5～10%とし、フェライトの硬さを第二相の量から決まるある硬さに制御することにより疲労限度比の向上を図っている。
- [0005] これらの文献に記載の発明では、疲労限度を改善したことを特徴としているが、疲労限度あるいは疲労限度比は、通常は回転曲げ、薄板の場合は平面曲げの疲労試験によるS-N曲線から求められる。それらの試験片は特定の場合を除いて、最も応力の加わる部分は可能な限り平滑にされるので、材料に疵やき裂が存在する場合の参考にはなり得ない。

- [0006] 一般に疲労破壊が起こる過程は、応力集中部でのき裂の発生、およびその後の疲労き裂の進展とに大きく2つの過程に区分できるが、前記のような試験法により求めた疲労限度や疲労限度比の値では、それらがき裂の発生と進展との各過程に及ぼす影響が不明である。
- [0007] 溶接構造物では、応力集中部としての溶接止端部が多数存在しており、疲労き裂の発生を完全に防止することは技術的に不可能に近く、また、経済的にも得策ではない。そのため、き裂がすでに存在している状態からのき裂進展による耐用寿命の短縮を大幅に延長させる必要がある。
- [0008] したがって、き裂の進展速度をできるだけ遅くすることが重要になってくる。
- 構造物の設計時における対策として、応力が集中しないように荷重を分散させ、強度的に十分な余裕を持たせることにより、たとえ、き裂が発生しても、致命的な破壊に至ることのないようにすることは可能である。しかし、強度上十分な余裕を持たせることは、経済上の制約があり、できれば鋼材自身の疲労き裂の進展を遅くすること、すなわち、き裂進展抵抗を増大させることが望ましい。ところが、この材料の疲労き裂進展抵抗性を向上させる技術については、従来あまり検討されていなかった。
- [0009] 特許文献3には、疲労強度と疲労き裂伝播抵抗の共に優れた高強度熱延鋼板の製造方法が記載されており、PおよびCuの含有量を規制し、フェライト結晶粒径を5～25 μm 、第二相の体積分率が10～30%の二相組織とすることにより疲労強度と疲労き裂伝播抵抗が改善されることが開示されている。ただし、この文献で言う疲労き裂伝播抵抗とは、後述の疲労き裂の進展における下限界応力拡大係数範囲(ΔK_{th})のことであり、疲労き裂伝播抵抗が改善されれば、疲労き裂が進展する下限の応力拡大係数値を高める効果はあるが、疲労き裂進展速度を遅くすることについては効果のある方法ではない。
- [0010] 特許文献4には、組織の20%以上がベイナイトである鋼材の疲労き裂進展速度評価方法が開示されている。しかし、この文献に記載の発明は評価方法に関わるものであり、鋼材の強度や靱性など機械的特性が考慮されておらず、土木建築構造物、船体や海洋構造物などへの適用が適切とは言えない。

特許文献2:特開平 4-329848号公報

特許文献3:特開平4-337026号公報

特許文献4:特開2001-41868号公報

発明の開示

発明が解決しようとする課題

- [0011] 本発明の課題は、各種の溶接構造物等の溶接部等に内在するき裂が、繰り返し応力を受けて進展することに対する抵抗性を高めた耐疲労破壊性能に優れた鋼板とその製造方法を提供することにある。具体的には、後述する繰り返し荷重1サイクル中の応力拡大係数 K の最大値と最小値の差である ΔK が $20\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ で、応力比 0.1 の条件で求めた疲労き裂進展速度が $3.2 \times 10^{-5}\text{mm/cycle}$ 以下である鋼板と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

- [0012] 本発明者らは、上記課題を解決するため種々の実験と検討を重ねた。

図1は、き裂進展速度、つまり疲労き裂進展速度と応力拡大係数との関係を示す図である。

- [0013] 前述のように疲労破壊が起こる過程は、応力集中部でのき裂の発生と、その後の疲労き裂の進展とに大きく2つの過程に区分できる。すでに疲労き裂が発生した状態において、き裂の進展を破壊力学的に取り扱くと、繰り返し応力の応力比($R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max}$: 1サイクル中の最大応力と最小応力の比)が一定の場合、疲労き裂進展速度(da/dN : 繰り返し荷重1サイクル当たりのき裂進展量)と応力拡大係数範囲($\Delta K = K_{\max} - K_{\min}$: 1サイクル中の応力拡大係数 K の最大値と最小値の差)との間には、両対数表示にて図1に示すような関係がある。

- [0014] この図で、「IIa」と示した ΔK が小さい領域では、き裂があっても進展速度は小さく、ある下限値 ΔK_{th} において疲労き裂進展速度 da/dN は急激に小さくなり、き裂の進展は事実上認められなくなる。この ΔK_{th} を下限界応力拡大係数範囲と言い、これ以下の応力であれば、き裂が存在した状態であっても進展はない。

- [0015] 「IIb」と示したところは、き裂先端のすべり面分離が支配的機構となつてき裂が進展する領域である。この領域で形成されるストライエーションは、典型的な疲労破壊の

破面として観察される。この「IIb」の領域では、パリス則として知られる式

$$da/dN = C (\Delta K)^m$$

が成立する。ここで、Cおよびmは材料、環境、応力比などに依存する定数である。

[0016] 「IIc」と示した領域では、通常の引張り応力による破壊、すなわち、へき開や粒界割れ、あるいは微小空孔の合体のような微視的な金属組織的様相を示す静的な破壊に近く、き裂進展速度は著しく加速される。

[0017] ここで、疲労き裂進展速度の測定方法について説明しておく。

図6は、疲労き裂進展速度の測定方法を説明するための図である。同図(a)、(b)に示すように応力拡大係数範囲 ΔK が約18、22、26、30、34 MPa $\sqrt{m}$ の場合の da/dN の値を求める。次に、パリス(Paris)式

$$da/dN = C (\Delta K)^m$$

を用いて5つの da/dN と ΔK の関係から図6(c)に示すように対数グラフを作成し、直線近似からCとmの値を求める。そして内挿法によって $\Delta K = 20 \text{ MPa}\sqrt{m}$ のときの da/dN を求め、 $3.2 \times 10^{-5} \text{ mm/cycle}$ 以下を本発明の目標値としている。

[0018] 本発明者らは、図1の「IIb」領域でのき裂進展を遅くすることに着目し、同領域における疲労き裂進展速度 da/dN におよぼす材料の影響および製造方法に関し、種々の試験を繰り返し行い検討を重ねた結果、以下の知見を得た。

[0019] 1) 疲労き裂進展速度 da/dN は組織によって左右され、ベイナイト組織が30%以上であると小さくなること。特に60~85%で da/dN が最も小さくなる。

2) 形状矯正を適正な条件で行えば、 da/dN がさらに小さくなる。

[0020] 3) マルテンサイト組織とパーライト組織は硬くて脆い組織のため相境界で疲労き裂の進展を抑制することができなく、これらの組織が面積率で5%を超えると da/dN が劣化する。

[0021] 上記1)について本発明者らは、疲労き裂が進展してベイナイト相に遭遇すると、その粒界でき裂が停留したり、あるいはベイナイト組織を避けるように屈曲したりしながら進展することを確認した。

[0022] 図2は、ベイナイト相の疲労き裂の進展に及ぼす影響を調べるために用いた、フェライト単相鋼およびベイナイト単相鋼からなる積層型CT試験片10の斜視図である。

本発明者らは、同図に簡易的に示すようにフェライト単相鋼(F)、ベイナイト単相鋼(B)からなる積層型CT試験片10を作製し、疲労き裂12の進展方向が上記FおよびBの各試験片の積層境界に直角となるように加工した。この試験片を用いて $\Delta K=25\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ における疲労き裂進展速度を応力比0.1の条件で測定した。

[0023] 図3は、測定結果から得られた疲労き裂長さ a と疲労き裂進展速度(伝播速度)との関係を示す図である。同図に示すようにフェライト相(F)からベイナイト相(B)にき裂が進展する際に、進展速度が大きく抑制されていることが明らかとなり、ベイナイト相境界でのき裂の停留、屈曲が影響していることが示唆された。

[0024] また、ベイナイトは疲労き裂進展試験のような繰返し変形を受けると加工軟化することが知られている。これは変態によって導入された転位が、繰返し変形によって合体、消滅するためであり、これによって疲労き裂先端に蓄積する歪が緩和される。すなわち加工軟化特性によってき裂進展駆動力が低下することもベイナイトがき裂進展の抑制に有効であると考えられる。

[0025] そこで、本発明者らは下記の試験を実施した。

C:0.08%、Si:0.25%、Mn:1.4%、Nb:0.02%、Ti:0.01%、sol.Al:0.025%、N:0.004%、残部Feおよび不純物の化学組成を有する鋼片を1150℃に加熱し、熱間圧延を施した後、冷却速度25℃/sの加速冷却を行い、ベイナイト分率が異なる4種類のベイナイトーフェライト鋼板を得た。それらの鋼板の $\Delta K=20\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ における da/dN を応力比0.1の条件で測定した。

[0026] 図4は、測定結果から得られたベイナイト組織分率と疲労き裂進展速度 da/dN との関係を示す図である。同図に示すようにベイナイト分率が30%以上であると da/dN が小さくなり、特に60～85%で最も小さくなることを知るに至った。

[0027] 多くの場合、圧延後あるいは熱処理後にローラレベラーやプレス機による形状矯正を施す。

特にローラレベラによる矯正は形状矯正のためだけでなく、疲労き裂進展速度低下にも効果的であり、塑性変形率が重要な管理項目となるということを、本発明者らの下記実験により知るに至った。

[0028] C:0.05%、Si:0.20%、Mn:1.45%、Cu:0.2%、Ni:0.1%、Nb:0.02%、sol.Al:0.030%、

N:0.004%、残部Feおよび不純物の組成を有する鋼片を1150℃に加熱後、仕上げ温度880℃で熱間加工を施した後、800℃から冷却速度25℃/sの加速冷却を開始し、100℃以下で冷却を停止して板厚15mmの鋼板を得た。

[0029] その熱延鋼板を、圧下条件を種々変えたローラレベラーに通して矯正を実施し、得られた鋼板から試験片を採取して疲労き裂進展速度を測定すると共に、矯正する前の鋼板の疲労き裂進展速度も測定し、矯正前後の鋼板で比較した。なお、疲労き裂進展速度は応力比0.1の条件で、 $\Delta K=20\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ のときのものである。

[0030] 図5は塑性変形率とき裂進展速度変化比の関係を示す図である。図中の疲労き裂進展速度比は、矯正前の da/dN を矯正後の da/dN で除したものである。すなわちこの比が1を超えれば矯正によって da/dN が増加し、1より小さければ da/dN が低下したことを示す。また、レベラーの塑性変形率とは、ここではレベラーの入り側から数えて3本目のロールで設定した。一般的にローラレベラーの場合、入り側から出側にかけて圧下量を傾斜的に小さくする、いわゆる入り側から出側に向かってテーパ状になるようなロール間隔にして矯正する。従って、入り側のロールの方が出側に比べ、負荷は大きくなる。材料力学的に考えた場合、1, 2本目のロールには支点数が少ないため、一番負荷がかかるロールが3本目であるためである。この3本目のロールによる塑性変形率の計算方法を以下に示す。

[0031] 塑性変形率 η は下記式により求めることができる。

$$\eta = 1 - 2 \rho_i \sigma_y / Et$$

ここで ρ_i :ローラレベラー入り側から*i*本目のロールでの鋼板の曲率半径、 σ_y :2次元降伏応力、 $\sigma_y = 1.15 \times \sigma_e$ (σ_e は通常鋼材で表現する降伏応力)、*E*:縦弾性係数、*t*:板厚 である。

なお、縦弾性係数は鋼板の温度によって変化する。例えば「機械工学便覧」A4編材料力学のA4-6ページの表2に、炭素鋼(C:0.25%以下)の温度と縦弾性係数の関係が提示されており、この値を使うことが望ましい。

[0032] 図5から、塑性変形率を適正化することによって矯正加工前に比べ、き裂進展速度変化比が小さくなることがわかる。これは矯正加工によって、試験片内部の転位が、疲労試験の際に容易に動きやすい転位に変化するためと考えられる。通常転位は、

圧延によって多量に組織に導入されるが、これらの転位は互いにかみあって疲労試験の際に動き難く、繰返し変形においても転位同士の消滅が起らず繰返し軟化の現象が生じない。これに対し、レベラーによる矯正を行うことにより、組織中の転位が動き易くなり、繰返し変形による転位同士の合体、消滅が多くなり、繰返し軟化量が大きくなり、その結果、進展速度が遅くなるためと考えられる。

[0033] 本発明者らは以上の知見をもとに、以下に示す耐疲労き裂進展性に優れた鋼板およびその製造方法を発明するに至った。

ここに、本発明は、質量%で、C:0.01~0.10%、Si:0.03~0.6%、Mn:0.3~2%、sol.Al:0.001~0.1%、N:0.0005~0.008%を含有し、残部はFeおよび不純物からなる化学組成を有し、かつ金属組織が面積率で30%以上のベイナイト組織、合計で0~5%のマルテンサイト組織とパーライト組織、残部がフェライト組織であることを特徴とする鋼板である。

[0034] 上記の鋼板は、さらに下記の第1群から第3群までのうちの少なくとも1群から選んだ1種以上の成分を含有させることができる。

第1群:

質量%で、Cu:0.05~1%、Ni:0.05~1%、Cr:0.05~1%、Mo:0.05~0.8%およびW:0.05~0.5%。

[0035] 第2群:

質量%で、Nb:0.005~0.08%、Ti:0.005%~0.03%、V:0.005~0.08%およびB:0.0005~0.003%。

[0036] 第3群:

質量%で、Ca:0.0005~0.007%、Mg:0.0005~0.007%およびREM:0.0005~0.05%。

[0037] 別の面からは、本発明は、上記の化学組成を有する鋼片を、1000℃~1250℃の温度範囲内に加熱した後、熱間圧延を行ってから冷却を行い、冷却後に形状矯正をおこなう鋼板の製造方法であって、前記冷却に際し、少なくとも650℃~500℃の温度域は平均冷却速度5℃/s以上の加速冷却を行う鋼板の製造方法である。

[0038] さらに別の面からは、本発明は、上記の化学組成を有する鋼片を、1000℃~125

0℃の温度範囲内に加熱した後、熱間圧延を行って、熱間圧延後 A_{c1} 点以上の温度に再加熱して冷却を行い、冷却後に形状矯正をおこなう鋼板の製造方法であって、前記冷却に際し、少なくとも650℃～500℃の温度域は平均冷却速度5℃/s以上の加速冷却とする鋼板の製造方法である。

[0039] 本発明にかかるそれぞれの上記製造方法において、冷却後さらに450℃以下に加熱して焼戻を行ってもよい。

形状矯正における鋼板の塑性変形率を0.3～0.87として矯正を行ってもよい。

[0040] 形状矯正に用いる装置をローラレベラーとし、下式から求まるローラレベラーの鋼板入り側から3本目のロールによる鋼板の下記塑性変形率(η)を0.3～0.87として矯正してもよい。

$$[0041] \quad \eta = 1 - 2 \rho_i \sigma_y / Et$$

ここで、 ρ_i :ローラレベラー入り側から3本目のロールでの鋼板の曲率半径、 σ_y :2次元降伏応力、 $\sigma_y = 1.15 \times \sigma_e$ (σ_e は通常鋼材で表現する降伏応力)、E:縦弾性係数、t:板厚とする。

[0042] なお、さらに別の面からは、本発明は、上記のいずれかの鋼材または上記のいずれかに記載の製造方法により製造された鋼材を用いた構造物である。

発明の効果

[0043] 本発明によれば、疲労き裂進展に対する抵抗性が大きい鋼板が得られ、この鋼板を土木建築構造物、船舶、海洋構造物、橋梁、建築物、タンク、自動車、ラインパイプ等の繰り返し荷重下で使用される鋼構造物にこれを適用することによって、その安全性が高まり、構造物の寿命の延長、さらには鋼材使用量の削減が可能となる。

図面の簡単な説明

[0044] [図1]疲労き裂進展速度と応力拡大係数範囲との関係を示す説明図である。

[図2]フェライト単相鋼、ベイナイト単相鋼からなる積層型CT試験片の斜視図である。

[図3]疲労き裂長さ a と疲労き裂進展速度との関係を示すグラフである。

[図4]ベイナイト組織分率と疲労き裂進展速度 da/dN との関係を示すグラフである。

[図5]塑性変形率 η とき裂進展速度変化比との関係を示すグラフである。

[図6]図6(a)、(b)、(c)は、疲労き裂進展速度の測定方法を説明するための説明図で

ある。

[図7]焼戻し温度と疲労き裂進展速度の関係を示す図グラフある。

[図8]図8(a)、(b)はそれぞれCT試験片の正面図と側面図である。

[図9]電気油圧式閉ループ型疲労試験装置を示す側面図である。

発明を実施する最良の形態

[0045] 本発明の鋼板の化学組成および製造方法における各条件の限定理由について詳細に説明する。

なお、以下に示す各元素の含有量を示す「%」は、いずれも「質量%」である。

[0046] (1)鋼板の化学組成

C:0.01~0.10%

強度の確保および適量のベイナイト相を生成させるために、含有量を管理する必要がある。含有量が0.01%未満では、ベイナイト量が不十分で、き裂進展の抵抗性を増すことができない。一方、含有量が0.10%をこえると、溶接性が悪化する。そこで、C含有量は、0.01~0.10%とした。望ましくは0.02~0.08%である。

[0047] Si:0.03~0.6%

Siは脱酸および強度を高める目的で添加する。0.03%未満の含有量ではその効果が十分でなく、0.6%を超えるとベイナイト組織中に島状マルテンサイトが形成され、靱性の劣化や、表面性状の悪化をきたすので、その含有量は0.03~0.6%とした。なお、好適な範囲としては0.1~0.5%である。

[0048] Mn:0.3~2%

Mnは構造用鋼としての強度の保証や安定したベイナイト相の生成に必要な元素で、0.3%未満では効果が十分でなく、2%をこえると溶接性や靱性が劣化する。好ましくは0.5%以上である。

[0049] 安定して良好な効果が得られる望ましい範囲は、0.8~1.8%である。

Sol.Al:0.001~0.1%

Alは、脱酸の目的で製鋼時に添加する。含有量が0.001%未満では脱酸不十分で圧延前の鋼塊に内部欠陥が増加し、0.1%を超えると靱性が劣化する。好ましくは0.01%以上である。

[0050] したがって、Al含有量は0.001%~0.1%とした。なお、ある程度以上添加しても効果が飽和してくるので、望ましいのは0.01~0.05%である。

N:0.0005~0.008%

Nは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は、Nは0.0005%以上含有させる必要がある。他方、N含有量が0.008%を超えると島状マルテンサイト比率が増加し、靱性が劣化するため、その上限は0.008%とした。

[0051] Cu、Ni、Cr、Mo、W:

これらの元素は、鋼の強度向上、疲労き裂進展抑制に効果があるとともに、耐食性向上にも効果がある。そのため、サワー原油中などの腐食環境下においても疲労き裂進展抑制に効果を発揮し、必要により含有させる。含有させる場合はCu、Ni、Crでは0.05~1%、Moでは0.05~0.8%、Wでは0.05~0.5%とする。これらの下限未満では十分な効果が得られない。一方、これらの上限を超えると、Cuでは熱間圧延時の割れ、Ni、Crでは溶接性の劣化、Mo、Wでは靱性の劣化をきたす。

[0052] Nb、Ti、V、B:

これらの元素は、いずれも強度を高め、疲労き裂進展速度を抑制する効果があり、必要により含有させる。

[0053] より具体的にはNbおよびTiは、析出硬化により強度を改善することができる。また、圧延条件や熱処理条件と組合せによりオーステナイト粒径の制御ができ、さらには焼入性向上による転位導入により疲労き裂進展速度が抑制する。これらの効果を十分得るには、Nb、Ti共に0.005%以上含有させる。好ましくは0.01%以上である。一方、多すぎると鋼の靱性を劣化させるので、その含有量の上限は、Nbの上限は0.08%、Tiの上限は0.03%である。

[0054] V、Bは、鋼の強度を高める他に靱性を高める効果がある。また、これらの元素は焼入性向上により、組織中の転位密度を上昇させ疲労き裂進展速度の向上に寄与する。特にBは焼入性向上による変態点低下の効果が大きいので、有効である。これらの効果を十分得るにはVは0.005%以上、Bは0.0005%以上含有させる。一方、Vは0.08%を、Bは0.003%を超えると、靱性が劣化する。好ましい含有量は、Vで

は0.02～0.06%、Bでは0.0008～0.002%である。

[0055] Ca、Mg、REM(希土類元素)：

これらの元素は組織を微細化し、靱性改善に効果があり必要により含有させる。これらの効果を十分得るには各元素共に0.0005%以上含有させる。しかし、過剰に入れると靱性が劣化するのでCa、Mgの上限は0.007%、REMの上限は0.05%とした。したがって、Ca:0.0005～0.007%、Mg:0.0005～0.007%、REM:0.0005～0.05%とした。

[0056] PおよびSは、いずれも靱性を劣化させる不純物元素であり、少なければ少ないほどよい。本発明の鋼では、目立った影響をおよぼさない限界として、PおよびSの含有量はそれぞれ0.02%以下、0.01%以下とするのが望ましい。

[0057] (2) 金属組織

ベイナイト組織：

耐疲労き裂進展性に優れた鋼板の開発目標として、 $\Delta K=20\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ で応力比0.1の条件において da/dN を3.2以下としたが、図4で示したようにベイナイト分率で80%近辺において最も da/dN が小さくなることが分かった。

[0058] したがって、 da/dN を3.2以下にするには、図4から分かるようにベイナイト分率を30%以上とする必要がある。上限は規定しないが92%以下が望ましい。好ましくは35～90%である。

[0059] マルテンサイト組織、パーライト組織：

マルテンサイト、パーライトは、硬く脆い組織のため相境界で疲労き裂の進展を抑制できないことから極力少ない方がよい。それらの合計が5%を超えると da/dN が劣化するので、0～5%とした。なお、残部はフェライト組織からなる。

[0060] (3) 製造方法

(i) 鋼片の加熱温度、熱間圧延：

加熱温度は1000～1250℃としたが、この温度は鋼片(スラブ)の中心温度である。これは伝熱計算により上記温度範囲になるように、加熱炉の各ゾーンの温度設定、在炉時間を決めればよい。1000℃未満ではフェライト率が高くなり、き裂の進展速度が大きくなる。また1250℃を超える場合、組織が粗大になり、靱性が劣化するため

ある。熱間圧延は通常の方法でおこなえばよく、また仕上げ温度は特に規定はしていないが、 Ar_3 点を充分上回る温度にて所要厚さに仕上げるのが望ましい。また圧延中の各パス、特に仕上げ圧延工程においては、圧下率を10%以上とすることが望ましい。これは金属組織のベイナイト分率を30%以上とするためである。

[0061] (ii)加速冷却:

加速冷却とは、水などの冷却媒体を用いて強制的に鋼板を冷却することをいう。

a)熱間圧延直後に加速冷却を行う、いわゆるTMCP型の製造方法。

少なくとも650~500℃の温度範囲の強制冷却速度を5℃/s以上とするのは、5℃/s未満ではフェライト率が高くなり、き裂進展速度が大きくなるからである。また、強制冷却停止温度を500℃以下とするのは、強制冷却停止温度が500℃より高くなると、フェライト率が高くなり、き裂進展速度が大きくなるからである。好ましい強制冷却停止温度範囲は450℃以下であり、更に好ましくは400℃以下である。

[0062] b)圧延直後に加速冷却は行わずに一旦放冷した後で再度鋼板を加熱して強制冷却により焼き入れをする製造方法。

この方法は熱間圧延後放冷し、別ラインで再加熱、強制冷却および形状矯正をおこなう方法であり、強制冷却条件および強制冷却停止温度の限定理由は上記a)の場合と同様である。

[0063] 上記a)およびb)の方法共に強制冷却の停止温度の下限は限定するものではなく、常温まで強制冷却してもよい。

再加熱温度を Ac_1 点以上とするのは、 Ac_1 点を下回ると焼き入れによる変態が生じないので目標のベイナイト分率30%以上を有した鋼材を得ることができないためである。

[0064] (iii)焼戻し温度:

焼戻し処理は、強度調整と靱性改善が必要な場合に施す。焼戻しをおこなう場合、焼戻し温度は450℃以下とし、下限は限定しないが、その効果を得るには300℃以上とするのが好ましい。

[0065] 本発明者らは、C:0.06%、Si:0.30%、Mn:1.50%、Cu:0.2%、Ni:0.1%、Nb:0.02%、sol.Al:0.03%、N:0.003%、残部Feおよび不純物の組成を有する鋼片を1150℃に加熱

後、仕上げ温度870℃で熱間加工を施した後、810℃から冷却速度20℃/sで加速冷却を開始し、400℃で冷却を停止して得た板厚25mmの鋼材を用いて、焼戻し温度がda/dNに及ぼす影響を調査した。

[0066] 図7は、試験の結果得られた焼戻し温度と疲労き裂進展速度の関係を示す図である。

同図に示すように450℃以上では、き裂進展速度が急激に劣化することが明らかとなった。原因は定かではないが、ベイナイト中の転位が消滅し、き裂進展抑制効果が減少するためと考えられる。

[0067] (iv)形状矯正:

塑性変形率と、き裂進展速度の関係は試験結果から得られた図5で示した通りで、塑性変形率が0.3～0.87であれば、矯正加工前に比べ、速度変化比が小さくなることがわかる。例えばこの速度変化比を0.9以下とする場合には、レベラーの塑性変形率を0.3～0.82とすることが望ましい。

[0068] 形状矯正に用いる装置は特に限定するものでないが、特にローラレベラー方式が望ましい。発明者らの実験によれば、ローラレベラーの場合、塑性変形率が重要な管理項目となる。

[0069] したがって、本発明ではこのレベラーによる矯正が特に重要である。このメカニズムとしては圧延で生じた初期転位を疲労試験の際に容易に動きやすい転位に変化させるためである。

[0070] 圧延によって多量の転位が組織に導入されるが、これらの転位は互いにかみあって疲労試験の際に動き難く、繰り返し変形においても転位同士の消滅が起こらず繰り返し軟化の現象が生じない。これに対し、レベラーによる矯正を行うことにより、組織中の転位が動き易くなり、繰り返し変形による転位同士の合体・消滅が多くなり、繰り返し軟化量が大きくなり、その結果、進展速度が遅くなるためと考えられる。

[0071] ここに本発明によれば、例えば以下の実施例に示すように引張強度490MPa以上、シャルピー衝撃値(VE-20)100J以上、疲労き裂進展速度 3.2×10^{-5} mm/cycle以下の熱延鋼板が得られる。

実施例

[0072] 表1に示す化学組成の鋼片(スラブ)を用い、表2に示す製造条件で板厚15mmの熱間圧延鋼板を製造した。

[0073] [表1]

鋼種 記号	化 学 組 成 (質量%)																	(残部：F e と不純物)					Ac1点 (℃)	備 考
	C	Si	Mn	P	S	sol.Al	N	Cu	Ni	Cr	Mo	W	Ti	Nb	V	B	Ca	Mg	REM					
A	0.09	0.33	1.55	0.008	0.003	0.025	0.0034	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	732	本 発 明 例			
B	0.05	0.30	1.52	0.008	0.002	0.030	0.0028	—	—	0.18	—	—	—	0.02	—	—	—	—	—	744				
C	0.05	0.45	1.47	0.008	0.005	0.022	0.0037	0.22	—	—	—	—	0.01	0.01	—	—	—	—	—	731				
D	0.07	0.22	1.84	0.008	0.004	0.031	0.0029	—	0.15	—	—	—	—	—	—	—	—	0.0005	—	723				
E	0.05	0.35	0.88	0.008	0.003	0.025	0.0031	—	—	—	0.15	—	—	—	—	—	—	—	—	745	本 発 明 例			
F	0.04	0.25	1.35	0.008	0.003	0.033	0.0035	—	—	—	—	0.2	0.02	—	—	—	—	—	—	733				
G	0.06	0.23	1.40	0.008	0.005	0.028	0.0033	0.21	0.18	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	723				
H	0.05	0.23	1.93	0.008	0.005	0.020	0.0035	—	—	—	—	—	—	0.02	—	0.001	—	—	—	731				
I	0.05	0.08	1.84	0.008	0.005	0.033	0.0031	—	—	—	0.08	—	—	0.02	0.05	—	—	—	—	728	比 較 例			
J	0.05	0.28	1.69	0.008	0.005	0.025	0.0029	—	—	0.15	—	—	—	—	—	—	0.001	—	0.001	734				
K	0.09	0.32	1.55	0.007	0.002	0.027	0.0033	—	—	—	—	—	—	0.02	—	—	0.001	—	—	733				
L	0.05	0.33	1.54	0.009	0.002	0.028	0.0031	—	—	0.16	—	—	—	0.01	—	—	—	0.001	—	746				
M	0.15*	0.18	0.97	0.010	0.009	0.031	0.0033	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	734	比 較 例			
N	0.09	0.41	1.55	0.011	0.001	0.033	0.0059	—	—	—	—	—	0.10*	0.02	—	—	—	—	—	736				
O	0.09	0.25	0.20*	0.008	0.004	0.030	0.0031	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	746				
P	0.06	0.40	1.35	0.010	0.005	0.030	0.0033	—	—	—	1.00*	—	—	—	—	—	—	—	—	758				
Q	0.08	0.33	1.35	0.010	0.005	0.030	0.0350*	—	—	—	—	—	0.02	—	—	—	—	—	—	730				

* 本発明で規定する範囲外を示す

[0074] [表2]

鋼種 記号	加熱 温度 (°C)	仕上 温度 (°C)	加速冷却			オフライン			焼戻 温度 (°C)	矯正 (べん -)	塑性変 形率 (%)	ベイト 分率 (%)	フライト 分率 (%)	マルテン サイト分率 (%)	パー サイト分率 (%)	備 考
			水冷開始 温度(°C)	水冷停止 温度(°C)	冷却速度 (°C/s)	加熱温度 (°C)	冷却停止 温度(°C)	冷却速度 (°C/s)								
A	1150	900	830	100以下	25	—	—	—	—	なし	—	70	27	0	3	本 発 明 例
A	"	"	—	—	—	900	100以下	30	450	なし	—	75	22	0	3	
B	"	"	830	100以下	25	—	—	—	—	使用	0.80	80	20	0	0	
B	"	"	—	—	—	850	100以下	30	—	なし	—	40	60	0	0	
C	"	"	830	100以下	25	—	—	—	—	使用	0.75	83	13	4	0	
D	"	"	"	450	"	—	—	—	—	"	0.70	82	18	0	0	
E	"	"	"	"	"	—	—	—	—	"	0.70	72	28	0	0	
F	"	"	"	400	"	—	—	—	—	"	0.60	75	25	0	0	
G	"	"	"	"	"	—	—	—	—	"	0.60	85	10	5	0	
H	"	"	"	"	"	—	—	—	—	なし	—	90	5	5	0	
I	"	"	"	"	"	—	—	—	—	使用	0.70	82	18	0	0	
J	"	"	"	"	"	—	—	—	—	"	0.75	67	29	4	0	
K	"	"	"	"	"	—	—	—	—	"	0.70	68	32	0	0	
L	"	"	"	"	"	—	—	—	—	"	0.70	75	25	0	0	
M*	"	730	—*	—*	—*	—	—	—	—	なし	—	0*	65	0	35*	比 較 例
N*	"	870	800	100以下	25	—	—	—	—	"	—	80	20	0	0	
O*	"	"	"	"	"	—	—	—	—	"	—	33	52	5	10*	
P*	"	"	"	450	"	—	—	—	—	"	—	100	0	0	0	
Q*	"	"	"	100以下	"	—	—	—	—	"	—	100	0	0	0	

* 本発明で規定する範囲外を示す (鋼種記号欄の*は化学組成が本発明外を示す)

[0075] 得られた鋼板から各種試験片を採取し、光学顕微鏡組織観察、引張試験およびシ

シャルピー試験を実施した。また、図8に示したCT試験片を採取しASTM規格E 647にしたがって疲労き裂進展試験をおこなった。その結果を表3に示す。

[0076] [表3]

鋼種 記号	引張試験		シャルピー衝撃試験	疲労き裂進展速度	備考
	降伏点応力 (MPa)	引張強さ (MPa)	吸収エネルギー - vE-20 (J)	da/dN (mm/cycle) $\times 10^{-5}$	
A	467	568	409	2.72	本発明例
A	438	589	387	2.79	
B	469	589	411	2.31	
B	488	565	433	2.81	
C	489	612	398	2.39	
D	458	569	410	2.32	
E	441	572	399	2.38	
F	477	601	396	2.34	
G	526	629	387	2.41	
H	559	675	401	2.94	
I	501	610	397	2.76	
J	459	585	410	2.33	
K	468	581	391	2.42	
L	471	588	396	2.38	
M	428	535	389	6.74	比較例
N	438	558	59	4.59	
O	428	549	65	5.18	
P	560	666	324	4.38	
Q	572	677	75	5.22	

[0077] 金属組織の観察、引張強度、靱性および疲労き裂進展速度の評価は以下の方法でおこなった。

金属組織は、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ベイナイト、パーライトの分率を測定した。1試料について10視野測定し、10個の測定値の平均を当該鋼板のベイナイト分率、パーライト分率とした。

[0078] 引張試験片は、JIS14B号引張試験片を圧延方向に直角に採取して、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おこない、衝撃吸収エネルギー(vE-20、単位はJ)を求めた。

[0079] 疲労き裂進展速度は、図8に示したCT試験片と電気油圧式閉ループ型疲労試験

装置を用いる疲労試験法により測定した。

図8は、CT試験片を示す図で、図8(a)は正面図、図(b)は側面図である。図中、数値(単位:mm)は試験片の寸法形状を示す。試験片にはノッチ先端に疲労予き裂が設けられている。

[0080] 図9は電気油圧式閉ループ型疲労試験装置を示す側面図である。図9に示す装置で、参照番号1はCT試験片、2は荷重測定用ロードセル、3は油圧シリンダー、4は油圧源、5は油圧バルブ、6は波形発生器、7は負荷制御器、8aおよび8bは負荷棒をそれぞれ示す。図8に示すCT試験片にはノッチの先端に長さ2.5mmの疲労予き裂が導入してあり、その上下の穴部に負荷棒8aおよび8bを装着する。

[0081] 本装置により、CT試験片1に油圧シリンダ3より負荷棒8aおよび8bを経由して疲労予き裂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疲労き裂の長手方向が圧延方向に直角になるように採取し、表裏面を0.5mmずつ削除し鏡面研磨を施した。

[0082] 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(15~34MPa $\sqrt{\text{m}}$)は疲労き裂進展の第IIb領域に相当した。すなわちパリス(Paris)式[Trans. ASTM, Ser. D. 85, 523(1963)]

$$da/dN = C(\Delta K)^m$$

ただし、 ΔK :MPa $\sqrt{\text{m}}$ 、 da/dN :mm/cycle

が成り立つことが判明した。

[0083] このことから、本発明では、疲労き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、き裂進展速度 da/dN (mm/cycle)で評価した。

表2、3に上記の各試験の結果を示す。これらの表に示すように、組織と成分が本発明で規定する条件を満足する鋼種記号A～Lは、疲労き裂進展速度が 3.2×10^{-5} mm/cycle以下と遅く、極めて優れた疲労き裂進展抵抗性を有していた。これに対し、鋼種記号M～Qの鋼板は、吸収エネルギーが100Jに満たなかったり、疲労き裂進展速度が 4×10^{-5} mm/cycleを超えており、所望の疲労き裂進展抵抗性が得られなかった。

請求の範囲

- [1] 質量%で、C:0.01~0.10%、Si:0.03~0.6%、Mn:0.3~2%、sol.Al:0.001~0.1%、N:0.0005~0.008%を含有し、残部はFeおよび不純物からなる化学組成を有し、かつ金属組織が面積率で30%以上のベイナイト組織、合計で0~5%のマルテンサイト組織とパーライト組織、残部がフェライト組織であることを特徴とする鋼板。
- [2] Feの一部に代えて、さらに質量%で、Cu:0.05~1%、Ni:0.05~1%、Cr:0.05~1%、Mo:0.05~0.8%およびW:0.05~0.5%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に記載の鋼板。
- [3] Feの一部に代えて、さらに質量%で、Nb:0.005~0.08%、Ti:0.005%~0.03%、V:0.005~0.08%およびB:0.0005~0.003%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に記載の鋼板。
- [4] Feの一部に代えて、さらに質量%で、Ca:0.0005~0.007%、Mg:0.0005~0.007%およびREM:0.0005~0.05%の1種または2種以上を含むことを特徴とする請求項1~3のいずれかに記載の鋼板。
- [5] 請求項1~4のいずれかに記載の化学組成を有する鋼片を、1000℃~1250℃の温度範囲内に加熱した後、熱間圧延を行ってから冷却を行い、冷却後に形状矯正を行う鋼板の製造方法であって、前記冷却に際し、少なくとも650℃~500℃の温度域は平均冷却速度5℃/s以上で加速冷却をすることを特徴とする鋼板の製造方法。
- [6] 請求項1~4のいずれかに記載の化学組成を有する鋼片を、1000℃~1250℃の温度範囲内に加熱した後、熱間圧延を行い、次いで熱間圧延後 A_{c1} 点以上の温度に再加熱して冷却を行い、冷却後に形状矯正を行う鋼板の製造方法であって、前記冷却に際し、少なくとも650℃~500℃の温度域は平均冷却速度5℃/s以上で加速冷却をすることを特徴とする鋼板の製造方法。
- [7] 請求項5または6に記載の製造方法において、加速冷却後さらに450℃以下に加熱して焼戻し処理を施すことを特徴とする鋼板の製造方法。
- [8] 鋼板の塑性変形率を0.3~0.87として形状矯正をすることを特徴とする請求項5~7のいずれかに記載の鋼板の製造方法。

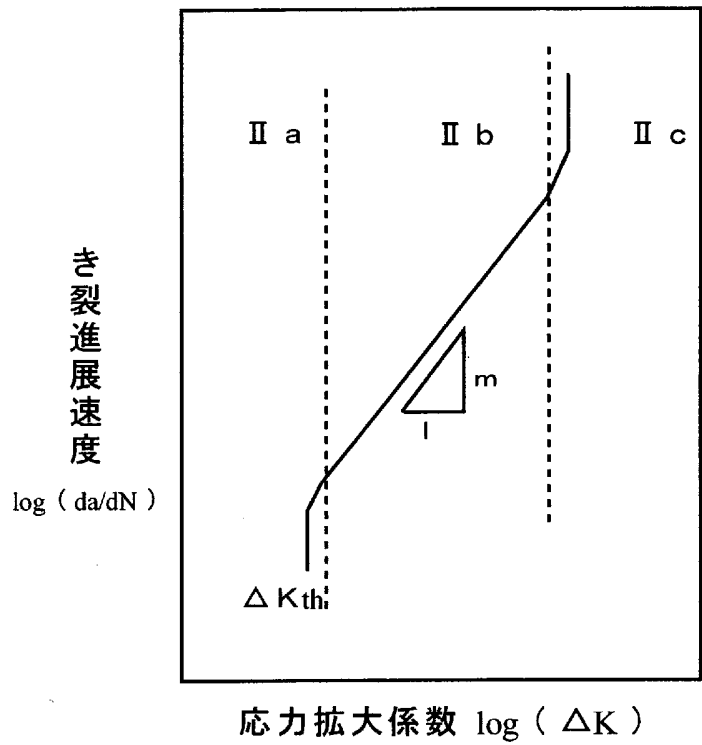
- [9] 形状矯正をローラレベラにより行い、下記式から求まるローラレベラーの鋼板入り側から3本目のロールによる鋼板の塑性変形率(η)を、0.3～0.87として形状矯正をすることを特徴とする請求項5～7のいずれかに記載の鋼板の製造方法。

$$\eta = 1 - 2 \rho_i \sigma_y / Et$$

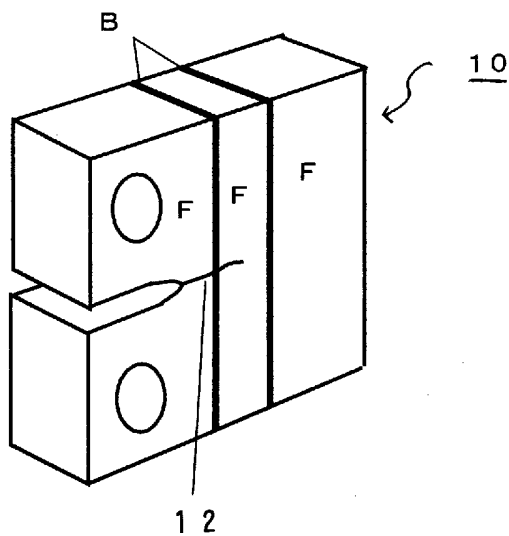
ここで、 ρ_i :ローラレベラー入り側から3本目のロールでの鋼板の曲率半径、 σ_y :2次元降伏応力、 $\sigma_y = 1.15 \times \sigma_e$ (σ_e は通常鋼材で表現する降伏応力)、E:縦弾性係数、t:板厚とする。

- [10] 請求項1～4のいずれかに記載の鋼材または請求項5～9のいずれかに記載の製造方法により製造された鋼材を用いた構造物。

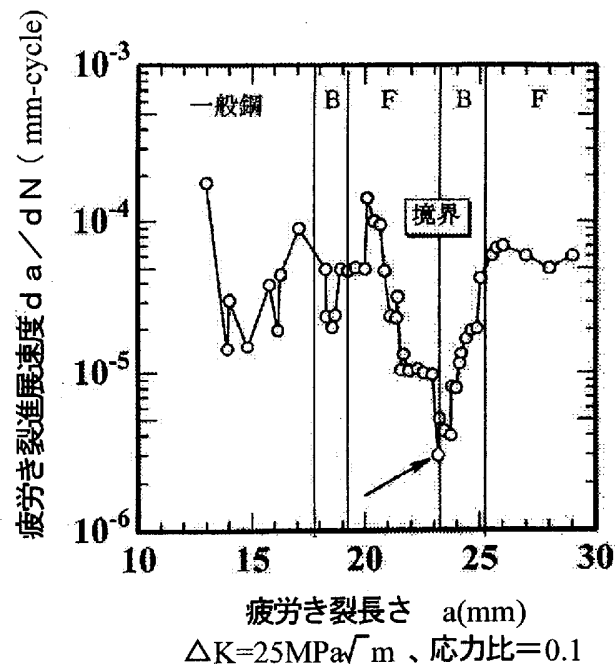
[図1]



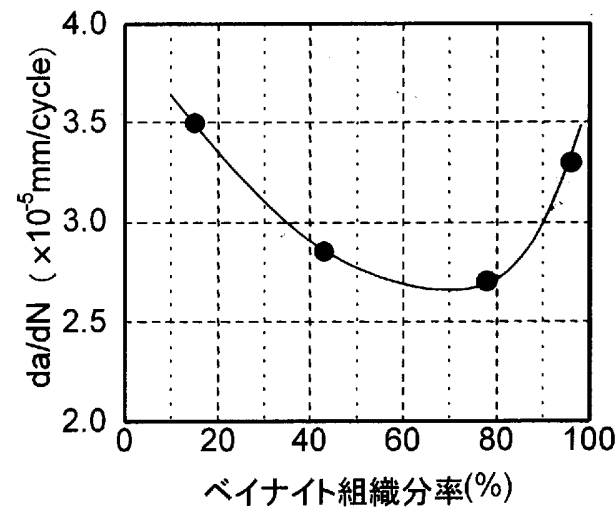
[図2]



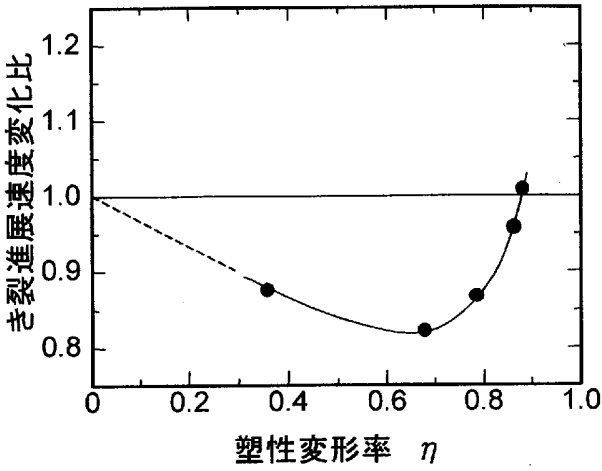
[図3]



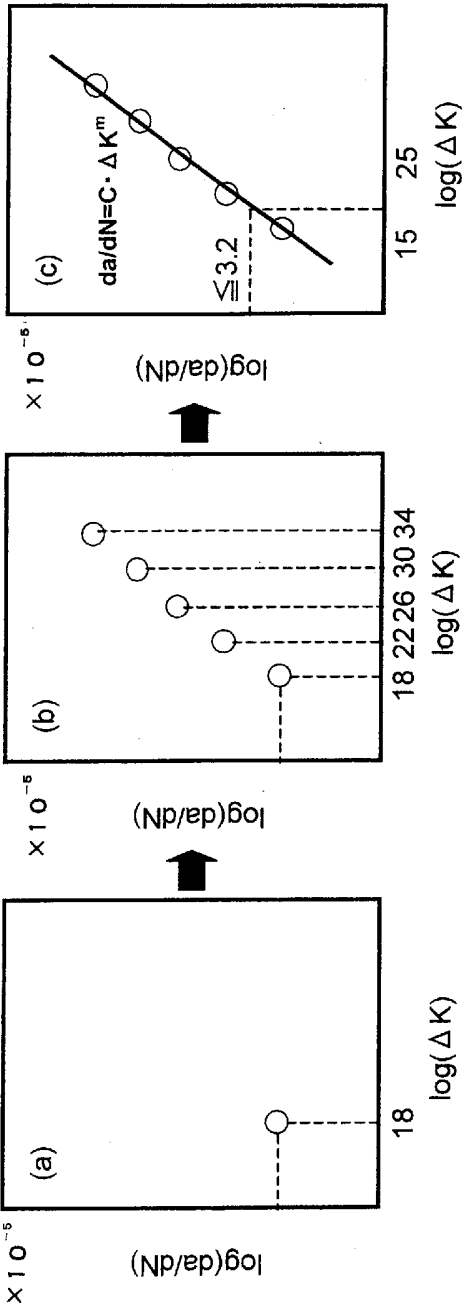
[図4]

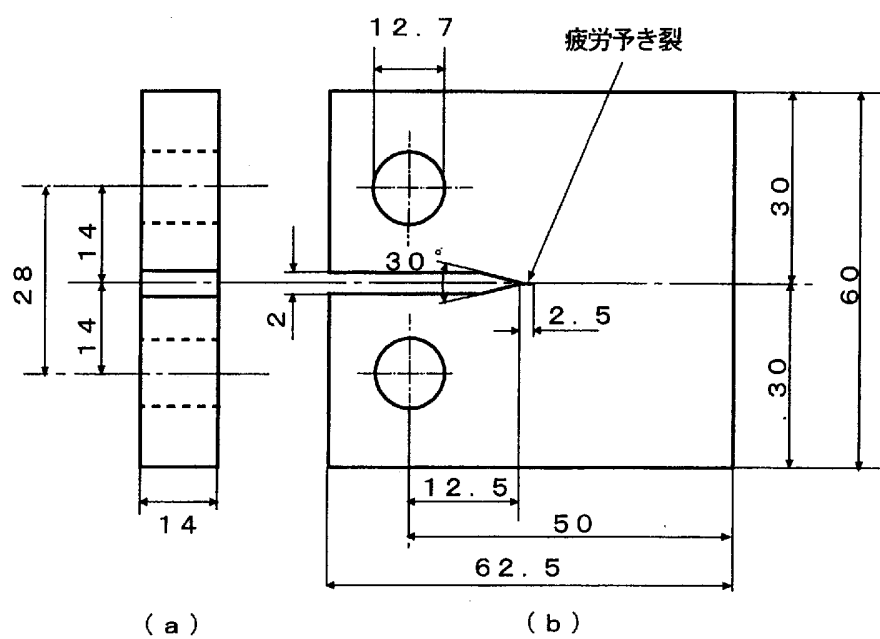


[図5]



[図6]





The diagram illustrates a mechanical testing apparatus. A vertical frame supports a sample (1) held between grips (2). A load cell (3) is positioned below the grips. A horizontal beam (4) is connected to the grips and a weight stack (5). The weight stack (5) is supported by a vertical guide (6) and a base (7). The weight stack (5) is also connected to a horizontal beam (8a) and a vertical guide (8b).

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2005/009341

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int.Cl.⁷ C22C38/00, B21D1/05, C21B8/02, C22C38/06, 38/58

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.Cl.⁷ C22C38/00, B21D1/05, C21B8/02, C22C38/06, 38/58

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

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2005
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2005	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2005

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.
X	JP 2003-342673 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 03 December, 2003 (03.12.03), Full text (Family: none)	1-10
X	JP 2003-293089 A (Nippon Steel Corp.), 15 October, 2003 (15.10.03), Full text & EP 1354973 A1 & US 2003/217795 A1	1-4, 10
X	JP 10-259448 A (Kobe Steel, Ltd.), 29 September, 1998 (29.09.98), Full text (Family: none)	1-4, 10

☒ 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

09 August, 2005 (09.08.05)

Date of mailing of the international search report

23 August, 2005 (23.08.05)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2005/009341

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	JP 2000-129392 A (Nippon Steel Corp.), 09 May, 2000 (09.05.00), Full text (Family: none)	1-4, 10
A	JP 3255790 B2 (Nippon Steel Corp.), 12 February, 2002 (12.02.02), Full text (Family: none)	1-10
A	JP 2690791 B2 (Kobe Steel, Ltd.), 17 December, 1997 (17.12.97), Full text (Family: none)	1-10
A	JP 2004-43961 A (Nippon Steel Corp.), 12 February, 2004 (12.02.04), Full text & EP 1493828 A1 & WO 03/87414 A1	1-10

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))

Int.Cl.⁷ C22C38/00, B21D1/05, C21D8/02, C22C38/06, 38/58

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.Cl.⁷ C22C38/00, B21D1/05, C21D8/02, C22C38/06, 38/58

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	1971-2005年
日本国実用新案登録公報	1996-2005年
日本国登録実用新案公報	1994-2005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
X	JP 2003-342673 A (住友金属工業株式会社) 2003.12.03, 全文 (ファミリーなし)	1-10
X	JP 2003-293089 A (新日本製鐵株式会社) 2003.10.15, 全文 & EP 1354973 A1 & US 2003/217795 A1	1-4, 10

☒ 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

09.08.2005

国際調査報告の発送日

23.8.2005

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)

蛭田 敦

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

4K

3237

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
X	JP 10-259448 A (株式会社神戸製鋼所) 1998.09.29, 全文 (ファミリーなし)	1-4、10
X	JP 2000-129392 A (新日本製鐵株式会社) 2000.05.09, 全文 (ファミリーなし)	1-4、10
A	JP 3255790 B2 (新日本製鐵株式会社) 2002.02.12, 全文 (ファミリーなし)	1-10
A	JP 2690791 B2 (株式会社神戸製鋼所) 1997.12.17, 全文 (ファミリーなし)	1-10
A	JP 2004-43961 A (新日本製鐵株式会社) 2004.02.12, 全文 & EP 1493828 A1 & WO 03/87414 A1	1-10