

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第4354754号
(P4354754)

(45) 発行日 平成21年10月28日(2009.10.28)

(24) 登録日 平成21年8月7日(2009.8.7)

(51) Int.Cl.		F I	
C 2 2 C	38/00	(2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 0 1 B
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 B

請求項の数 8 (全 19 頁)

(21) 出願番号	特願2003-287446 (P2003-287446)
(22) 出願日	平成15年8月6日(2003.8.6)
(65) 公開番号	特開2005-54250 (P2005-54250A)
(43) 公開日	平成17年3月3日(2005.3.3)
審査請求日	平成17年11月21日(2005.11.21)

(73) 特許権者	000001199 株式会社神戸製鋼所 兵庫県神戸市中央区脇浜町二丁目10番2 6号
(74) 代理人	100101395 弁理士 本田 龍雄
(72) 発明者	高岡 宏行 兵庫県神戸市西区高塚台1丁目5番5号 株式会社神戸製鋼所 神戸総合技術研究所 内
(72) 発明者	村上 昌吾 兵庫県神戸市西区高塚台1丁目5番5号 株式会社神戸製鋼所 神戸総合技術研究所 内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 母材靱性およびH A Z靱性に優れた高張力鋼板

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

mass%で、

C : 0 . 0 1 0 ~ 0 . 0 8 0 %、

M n : 1 . 1 0 ~ 3 . 0 0 %、

S i : 0 . 0 2 ~ 0 . 5 0 %、

P : 0 . 0 3 0 %以下、

S : 0 . 0 1 0 %以下、

A l : 0 . 2 0 0 %以下、

C u : 0 . 1 0 ~ 1 . 6 0 %、

N i : 0 . 4 0 ~ 2 . 5 0 %、

C r : 0 . 3 0 ~ 2 . 0 0 %、

M o : 0 . 1 0 ~ 1 . 1 0 %、

T i : 0 . 0 0 8 超 ~ 0 . 0 3 0 %、

N : 0 . 0 1 0 0 %以下

を含み、残部がF e及び不純物からなり、かつ下記式で定義されるA S値およびD L値がA S 3 . 6 0、D L 2 . 8 0であり、板厚1 / 4部位における組織が主としてベイニティックフェライトからなり、かつベイナイトブロックの円相当径の平均値が5 μm以下であることを特徴とする母材靱性およびH A Z靱性に優れた高張力鋼板。

A S = [M n] + [N i] + 2 × [C u]

$$D L = 2.5 \times [M o] + 30 \times [N b] + 10 \times [V]$$

ただし、[X]は元素Xの含有量(mass%)を表す。

【請求項2】

前記組織において、さらにベイニティックフェライト中に含まれるMAが面積率で5%以下である、請求項1に記載した高張力鋼板。

【請求項3】

前記組織において、さらに板厚方向における旧オーステナイトの粒界間隔の平均値が15 μ m以下である、請求項1または2に記載した高張力鋼板。

【請求項4】

前記成分として、さらにB:0.0050%以下を含有する請求項1から3のいずれか1項に記載した高張力鋼板。

10

【請求項5】

前記成分として、さらに

Nb:0.040%以下、

V:0.30%以下

のいずれか1種または2種を含有する請求項1から4のいずれか1項に記載した高張力鋼板。

【請求項6】

前記成分として、さらに

Ca:0.0005~0.0050%、

20

Mg:0.0001~0.0050%

のいずれか1種または2種を含有する請求項1から5のいずれか1項に記載した高張力鋼板。

【請求項7】

前記成分として、さらに

Hf:0.050%以下、

Zr:0.100%以下

のいずれか1種または2種を含有する請求項1から6のいずれか1項に記載した高張力鋼板。

【請求項8】

30

前記成分において、C:0.03%以下のとき、AS 4.20である請求項1から7のいずれか1項に記載した高張力鋼板。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、例えば橋梁、ペンストック、タンク、その他の大型構造物に使用される、引張強さが780MPa以上の高張力鋼板に係り、特に母材靱性、HAZ靱性に優れた高張力鋼板に関する。

【背景技術】

【0002】

40

近年、特に海洋構造物等の分野においては、強度のみならず、母材靱性、HAZ靱性の更なる向上が切望されており、-40 $^{\circ}$ CでのHAZ靱性に優れ、かつ母材靱性がvTrs(遷移温度)で-100 $^{\circ}$ C以下といった極めて高い靱性を備えた780MPa級の高張力鋼板が要望されている。

【0003】

従来、780MPa級以上の高張力鋼板では、低温靱性の確保が困難であったが、近年、母材靱性の改善を企図した技術が種々提案されている。例えば、特開平11-172365号公報(特許文献1)には旧オーステナイト()粒のアスペクト比が3以上となるように、熱間圧延における未再結晶域圧延の累積圧下率を50%以上とすることが、特開2001-220644号公報(特許文献2)には旧 粒の偏平率が平均で50%以下と

50

なるように圧延仕上げ温度(FRT)を850以下として熱間圧延をすることが、特開2001-200334号公報(特許文献3)には熱間圧延におけるAr3点以上、900未満の累積圧下率を10~50%とすることによってベイナイトラス幅を小さくすることが記載されている。また、特開2003-147477号公報(特許文献4)には、ベイニチックフェライトのバケットサイズが15 μ m以下となるように1000~1250での累積圧下率が30%以上の圧延を施すことが記載されている。

【0004】

一方、780MPa級以上の高張力鋼において、大入熱溶接時にHAZ靱性が劣化するという問題がある。その理由は、入熱が大きくなるとHAZの冷却速度が遅くなり、粗大な島状マルテンサイトを生成することにより靱性が低下するからである。この問題は、大入熱溶接を行う場合、厚物、薄物のいずれにおいても発生する。このため、溶接施工時に溶接入熱が5kJ/mm以下に制限されるのが通例であり、溶接効率の低下を余儀なくされていた。

10

この問題に対して、HAZ靱性を改善する技術が種々提案されている。例えば、特開2000-160281号公報(特許文献5)には低Cとし、焼き入れ性向上元素であるMn、Cr、Moを積極的に添加し、あるいはさらにTiNを微細分散させることで旧粒を微細化することが、特開平6-65680号公報(特許文献6)には低Cとし、さらにTa₂O₃の微細分散により旧粒を微細化することが、特開平5-171341号公報(特許文献7)にはTiおよびMgを必須成分として添加し、酸化物を分散させることにより旧粒を微細化し、粒内フェライトの生成を促進することが記載されている。

20

【0005】

【特許文献1】特開平11-172365号公報(特許請求の範囲)

【特許文献2】特開2001-220644号公報(特許請求の範囲)

【特許文献3】特開2001-200334号公報(特許請求の範囲)

【特許文献4】特開2003-147477号公報(特許請求の範囲)

【特許文献5】特開2000-160281号公報(特許請求の範囲)

【特許文献6】特開平6-65680号公報(特許請求の範囲)

【特許文献7】特開平5-171341号公報(特許請求の範囲)

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

30

【0006】

上記母材靱性の改善に関する技術は、変態点を下げる作用を有するMn、Cu、Niの添加量が概ね少なく、Ar3点が高くなるため、オーステナイトの未再結晶域における圧延温度を低下させることに限界があり、従来ではvTr_sが-100以下というような優れた母材靱性を得ることができなかつた。あるいはNb、V等のベイナイトブロックを粗大化させる元素の添加量が多く、低温圧延の効果が少ないため、優れた母材靱性を得ることができなかつた。

【0007】

一方、前記HAZ靱性の改善に関する技術は、いずれも低C化することによって高冷却速度におけるHAZの硬化を防止するものであり、低C化による強度の低下をNb、Mo、Vのいずれか、もしくは複合して添加することによって補おうとするものである。しかし、780MPa級の高張力鋼板においては、前記元素を積極的に添加するとベイナイト変態時に亀裂伝播の抵抗として作用するベイナイト・ブロックが粗大化し、母材靱性やHAZ靱性が劣化するという問題がある。

40

【0008】

本発明はかかる問題に鑑みなされたものであり、引張強さが780MPa以上という高強度でありながら、母材靱性およびHAZ靱性に優れた高張力鋼板を提供することを目的とする。

【課題を解決するための手段】

【0009】

50

本発明は鋼成分の設計に際し、ベイニティックフェライトを主体とする鋼組織を考慮した成分設計を行うこと、さらに亀裂伝播の抵抗として作用するベイナイトブロック（結晶方位が同じであるベイニティックフェライトの束）を微細化することによって、上記課題を解決するものである。すなわち、本発明鋼板は成分的には、Cを極低量に制限した上で、母材靱性、HAZ靱性に悪影響を与えるNb、V、Moの添加を抑制し、焼き入れ性向上元素であるMn、Ni、Cuを積極的に添加することによって組織を熱間圧延後の冷却速度を特に制御することなく、高冷却速度から低冷却速度のいずれにおいてもベイニティックフェライトを主体とする組織を生成させるとともに、極低温圧延を積極的に行うことによってベイナイトブロックの微細化を図ったものである。

【0010】

すなわち、本発明の高張力鋼板は、mass%で、C：0.010～0.080%、Mn：1.10～3.00%、Si：0.02～0.50%、P：0.030%以下、S：0.010%以下、Al：0.200%以下、Cu：0.10～1.60%、Ni：0.40～2.50%、Cr：0.30～2.00%、Mo：0.10～1.10%、Ti：0.008超～0.030%、N：0.0100%以下を含み、残部がFe及び不純物からなり、かつ下記式で定義されるAS値およびDL値がAS 3.60、DL 2.80とし、さらに板厚1/4部位における組織が主としてベイニティックフェライトからなり、かつベイナイトブロックの円相当径の平均値を5μm以下としたものである。前記板厚1/4部位とは板面から板厚の1/4の深さの部位をいい、また円相当径とはベイナイトブロックと同等の面積を有する円の直径をいう。なお、板厚1/4部位における組織観察面は、通例の通り、板厚方向（板面に対して垂直方向）と圧延方向（長さ方向）とを含む面（圧延直角方向断面、TD面）である。

$$AS = [Mn] + [Ni] + 2 \times [Cu]$$

$$DL = 2.5 \times [Mo] + 30 \times [Nb] + 10 \times [V]$$

ただし、[X]は元素Xの含有量（mass%）を表す。

【0011】

前記組織については、ベイニティックフェライトに含まれる粗大な硬質相であるMA（Martensite-Austenite Constituent：マルテンサイトおよびオーステナイトの混合物）を面積率で5%以下とすることが好ましく、さらに板厚方向における旧オーステナイトの粒界間隔の平均値を20μm以下とすることが好ましい。

【0012】

また、前記化学成分として、さらに(1) B：0.0050%以下、(2) Nb：0.040%以下、V：0.30%以下のいずれか1種または2種、(3) Ca：0.0005～0.0050%、Mg：0.0001～0.0050%のいずれか1種または2種、(4) Hf：0.050%以下、Zr：0.100%以下のいずれか1種または2種、の各群から選ばれる元素を単独で、あるいは複合して含有することができる。また、C含有量が0.03%以下の場合は、AS 4.20とすることが好ましい。

【発明の効果】

【0013】

本発明鋼板によれば、Cを極低量とし、Mn、Ni、CuをAS値が3.60以上になるように積極的に添加する一方、Mo、Nb、Vの添加をDL値が2.80以下となるように抑制し、特にベイナイトブロックの平均サイズを円相当径で5μm以下としたので、熱延後の冷却速度の高低に拘わらず、また板厚が厚い場合であっても、亀裂の伝播が生じ難いベイニティックフェライトを主体とする組織とすることができ、高強度ながら、母材靱性に優れ、かつ優れた溶接性を備える。

【発明を実施するための最良の形態】

【0014】

本発明鋼板の成分上の要点は、C量を極低量に制限した上で、HAZ靱性、母材靱性に悪影響を与えるNb、V、Moの添加量を制限し（DL 2.80）、焼き入れ性向上元素であるMn、Ni、Cuを積極的に添加（AS 3.60）した点にある。まず、本発明

10

20

30

40

50

鋼板の鋼成分によって熱間圧延によって生じる組織、特性をCCT図を参照して説明する。

【0015】

図1は本発明にかかるMn、Ni、Cuを積極的に添加した極低C系鋼のCCT図を示す。図中、BFはベイニティックフェライト、GBFはグラニューラ・ベイニティックフェライト、Mはマルテンサイト、Fはフェライトを示す。同図より、本発明の鋼板では、熱間圧延後の冷却が高冷却速度(CR1)、低冷却速度(CR2)のいずれにおいても、BFが面積率で85%以上、好ましくは90%以上生成するようになる。さらに、熱間圧延において、800以下の累積圧下率を50%以上とする低温圧延を行うことにより、低温圧延によるオースフォーム効果(母材強度上昇効果)に加えて、BF中のベイナイトブロックが円相当径で5 μ m以下に微細化される。ベイナイトブロックの大きさは、組織中に導入された亀裂の伝播を左右し、微細なほど亀裂を伝播し難くする。このため、ベイナイトブロックが5 μ m以下に微細化された、BFを主体とする組織により、肉厚が50mm以上の厚板であっても、母材の機械的性質として780MPa以上の強度が得られ、また優れた靱性を備えたものになる。

10

しかも、ASおよびDL値を所定の範囲に制御しているため、高冷却速度(CR1)、低冷却速度(CR2)のいずれにおいても、上記のとおり、母材のほぼ全組織が硬さの冷却速度感受性の低いBFとなるため、小入熱溶接条件においてはHAZの硬さを低減(耐低温割れ性を向上)させることができ、大入熱溶接条件においてもHAZ靱性を確保することができる。なお、組織観察部位は平均的組織を示す板厚1/4部位であり、観察面は通例に従い、TD面である。

20

【0016】

次に本発明の高張力鋼板の成分限定理由について詳細に説明する。単位は全てmass%である。

C: 0.010 ~ 0.080%

Cは母材強度を確保するために必要な元素である。0.010%未満では焼き入れ性向上元素であるMn、NiおよびCuを積極的に添加しても780MPa以上の母材強度を確保することができないようになる。一方、0.080%超になると、高冷却速度側でベイニティックフェライトではなく、マルテンサイトが生成するようになり、耐低温割れ性が劣化するようになる。C量を0.010%以上添加するとともに0.080%以下に制限し、同時に適量のMn、Ni、CuおよびCrを添加することで、小入熱溶接時のHAZの耐低温割れ性と母材強度を両立させ、かつ大入熱時のHAZの靱性を改善することができる。このため、C量を0.010%以上、好ましくは0.030%超とし、一方その上限を0.080%、好ましくは0.060%とする。

30

【0017】

Si: 0.02 ~ 0.50%

Siは脱酸作用を有する元素であり、Si量が0.02%未満ではその効果が過小であり、一方0.50%を超えると溶接性および母材靱性を劣化させる。このため、Si量の下限を0.02%とし、その上限を0.50%、好ましくは0.20%とする。

【0018】

Mn: 1.10 ~ 3.00%

Ni: 0.40 ~ 2.50%

Cu: 0.10 ~ 1.60%

これらの元素は焼き入れ性を改善する作用を有し、高冷却速度から低冷却速度に渡ってベイニティックフェライトを生成させやすくし、これらの積極的な添加と極低C化によって、小入熱溶接時のHAZ靱性と耐低温割れ性を両立させ、かつ母材強度、靱性および大入熱溶接時のHAZ靱性を改善することができる。

40

【0019】

すなわち、Mnは焼き入れ性を向上させ強度、靱性の確保に有効であり、1.10%未満ではかかる作用が過小であり、一方3.00%超では返って低温靱性が劣化する。この

50

ため、Mn量の下限を1.10%、好ましくは1.30%、より好ましくは1.40%とし、その上限を3.00%、好ましくは2.20%、より好ましくは2.10%とする。

Niも鋼の低温靱性の向上および焼き入れ性を高めて強度を向上させるとともに、熱間割れおよび溶接高温割れの防止にも効果がある。Ni量が0.40%未満ではこれらの効果が過小であり、一方2.50%を超えるとスケール疵が発生しやすくなる。このため、Ni量の下限を0.40%、好ましくは0.50%とし、その上限を2.50%、好ましくは2.00%とする。

Cuは固溶強化と析出強化によって母材強度を向上させ、またMo、Mn、Ni、Crほどではないが焼き入れ性を向上させる。かかる作用を効果的に発現させるには0.10%以上、好ましくは0.5%以上、より好ましくは0.80%以上の添加が望ましい。もっとも、1.60%を超えると母材靱性、大入熱溶接時のHAZ靱性を低下させるようになるので、Cu量の上限を1.60%、好ましくは1.40%、より好ましくは1.20%とする。

【0020】

AS値：3.60以上

Mn、Ni、Cuの添加量は、母材強度と密接な関係があり、CuはMn、Niに比して2倍程度、強度向上効果が高い。高冷却速度から低冷却速度の範囲で母材強度を780MPa以上にするには、後述の実施例から明らかなようにAS値を3.60以上、好ましくは4.00以上、より好ましくは4.20以上となるようにMn、Ni、Cuを添加する。特に、C量が0.03%以下となる場合、Cによる強度向上作用が低下するので、AS 4.20とすることが好ましい。

【0021】

P：0.030%以下

不純物元素であるPは母材、溶接部の靱性に悪影響を及ぼすため、0.030%以下に止める。好ましくは0.010%以下とするのがよい。

【0022】

S：0.010%以下

SはMnSを形成して延性を低下させる元素であり、特に高強度鋼においてその影響が大きいので、0.010%以下、好ましくは0.005%以下に止めるのがよい。

【0023】

Al：0.200%以下

Alは脱酸およびミクロ組織の微細化による母材靱性向上効果を有する(0%を含まない)。もっとも、過剰に添加するとかえって母材靱性が低下するため、上限を0.200%とする。好ましくは0.010%以上、0.060%以下とするのがよい。

【0024】

N：0.0100%以下

Nは後述のTiと結合し、TiNを形成して大入熱溶接時のオーステナイト粒を微細化し、HAZ靱性を向上させる効果を有する。しかし、N量の増加は母材靱性、HAZ靱性に悪影響を与えるため、その上限を0.0100%とする。好ましくは0.0020%以上、0.0080%以下である。

【0025】

Cr：0.30~2.00%

Crは母材、溶接部の強度を高めるが、Cr量が0.30%未満ではかかる効果が過小であり、一方2.00%を超えると溶接性やHAZ靱性を劣化させるようになる。このため、Cr量の下限を0.30%、好ましくは0.50%、より好ましくは0.70%とし、その上限を2.00%、好ましくは1.50%、より好ましくは1.00%とする。

【0026】

Mo：0.10~1.10%

Moは焼き入れ性を向上させ、高強度を確保するために有効であり、焼き戻し脆性を防止する効果を有する。Mo量が0.10%未満ではかかる作用が過小であるので、Mo量

10

20

30

40

50

の下限を0.10%、好ましくは0.15%とする。一方、Moは再結晶抑制作用があり、過剰に添加すると、圧延後に粗大なオーステナイト粒となり、変態後のベイナイトブロックが粗大化し、母材の靱性が劣化する。また、Moはオーステナイト粒界に偏析しやすく、過剰に添加すると変態時の核生成頻度を低下させ、変態後のベイナイトブロックを粗大化させて、母材靱性、HAZ靱性を劣化させる。このため、Mo量の上限を1.10%、好ましくは0.60%とする。

【0027】

DL値：2.80以下

Moおよび後述のNb、Vは焼き入れ性を向上させる作用があるが、その一方でベイナイトブロックを粗大化させ、母材靱性、HAZ靱性を劣化させる。このような母材靱性の劣化作用は各元素について一様ではなく、発明者等の実験によりMoを1としたとき、Nbは1.2倍程度、Vは4倍程度である。後述の実施例から明らかなようにDL値を2.80以下、好ましくは2.50以下、より好ましくは2.00以下となるようにMo、Nb、Vの添加を抑制することによって、ベイナイトブロックを微細化し、さらに低温圧延によってベイナイトブロックを5 μ m以下にすることによって、 $vTrs$ が-100以下の母材靱性と良好なHAZ靱性とを兼ね備えることができる。

10

【0028】

Ti：0.008超～0.030%

TiはNと結合して窒化物を形成し、溶接時におけるHAZのオーステナイト粒を微細化し、HAZ靱性改善に有効な元素である。Ti量が0.008%以下では細粒化効果が過小であり、一方0.030%を超えるとかえってHAZ靱性を劣化させる。このため、Ti量を0.008%超、好ましくは0.010%以上とし、その上限を0.030%、好ましくは0.020%とする。

20

【0029】

本発明の鋼板は以上の成分のほか、残部Feおよび不純物によって形成されるが、上記成分の作用、効果を損なわない範囲で特性をより向上させる元素の添加を妨げるものではない。例えば、(1) 下記範囲のB、(2) 下記範囲のNb、Vのいずれか1種または2種、(3) 下記範囲のCa、Mgのいずれか1種または2種、(4) 下記範囲のZr、Hfのいずれか1種または2種、の各群から選ばれた元素を単独で、あるいは複合してさらに添加することができる。

30

【0030】

B：0.0050%以下

Bは焼き入れ性を向上させてHAZ靱性を改善する作用を有する。特に、入熱量の大きい溶接の際にその効果は大きい。かかる作用を効果的に発現させるためには、0.005%以上の添加が好ましい。もっとも多量に添加すると、かえって母材靱性、HAZ靱性を劣化させる。このため、B量の上限を0.0050%、好ましくは0.045%とする。より好ましくは0.0010～0.0040%とするのがよい。

【0031】

Nb：0.040%以下

固溶Nbは素地の焼き入れ性を向上させて母材強度、溶接継手強度を向上させる効果があり、必要に応じて添加することができる。その一方、固溶Nbは加工オーステナイトの回復を抑制し、再結晶を抑制させるため、圧延後に粗大なオーステナイト粒となり、変態後のベイナイトブロックが粗大化し、母材靱性を著しく低下させる。また、Nbはオーステナイト粒界に偏析しやすく、過剰に添加すると変態時の核生成頻度を低下させ、変態後のベイナイトブロックを粗大化させて、母材靱性、HAZ靱性を劣化させる。このため、Nb量の上限を0.040%、好ましくは0.020%、より好ましくは0.015%とする。

40

【0032】

V：0.30%以下

Vは少量の添加により焼き入れ性および焼き戻し軟化抵抗を高くする効果があり、必要

50

に応じて添加することができる。一方、Vは加工オーステナイトの回復を抑制し、再結晶を抑制させるため、圧延後に粗大なオーステナイト粒となり、変態後のベイナイトブロックが粗大化し、母材靱性を著しく低下させる。また、Vはオーステナイト粒界に偏析しやすく、過剰に添加すると変態時の核生成頻度を低下させ、変態後のベイナイトブロックを粗大化させて、母材靱性、HAZ靱性を劣化させる。このため、V量の上限を0.30%、好ましくは0.05%、より好ましくは0.04%とする。

【0033】

Ca: 0.0005 ~ 0.0050%

Mg: 0.0001 ~ 0.0050%

CaはMnSを球状化するという介在物の形態制御により異方性を低減する効果を有する。一方、MgはMgOを形成し、HAZのオーステナイト粒の粗大化を抑制することによってHAZ靱性を向上させる効果を有する。Ca 0.0005%未満、Mg 0.0001%未満では、このような効果は過小であり、一方Ca 0.0050%超、Mg 0.0050%超では添加量が過剰なため母材の靱性をかえって劣化させる。このため、Ca量の下限を0.0005%とし、その上限を0.0050%、好ましくは0.0030%とする。また、Mg量の下限を0.0001%とし、その上限を0.0050%、好ましくは0.0035%とする。

10

【0034】

Zr: 0.100%以下

Hf: 0.050%以下

Zr、HfはTiと同様、Nと窒化物を形成して溶接時におけるHAZのオーステナイト粒を微細化し、HAZ靱性改善に有効な元素である。しかし、過剰に添加するとかえって母材靱性、HAZ靱性を低下させる。このため、Zr量の上限を0.100%、Hf量の上限を0.050%とする。

20

【0035】

次に、本発明鋼板のミクロ組織を製造方法と共に説明する。

本発明の高張力鋼板は、典型的には前記成分の鋼片をAC₃ ~ 1350 程度に加熱後、800 以下の累積圧下率が50%以上となるように熱間圧延を行い、熱間圧延終了後、一般的な冷却速度である0.05 ~ 50 /s程度で冷却することによって製造される。本発明の成分系では、熱間圧延後の冷却速度が高速から低速に渡り、板厚1/4部位における組織においてベイニティックフェライトが面積%で85%以上、好ましくは90%以上を含み、残部がほぼグラニュラ・ベイニティックフェライトおよびMAで形成された高強度、高靱性組織が得られる。

30

【0036】

前記ベイニティックフェライトやグラニュラ・ベイニティックフェライトの界面には粗大な硬質のMAが生成する場合がある。MAは粗大な硬質相であるため、亀裂発生の起点となり、母材靱性を劣化させるので、面積率で5%以下に止めることが好ましい。MAを低減するには、熱間圧延後の冷却速度を前記範囲内で高く設定すればよい。

【0037】

また、オーステナイト粒を微細化することによって母材靱性をより向上させることができ、旧オーステナイトの板厚方向の粒界間隔の平均値を20 μm以下、好ましくは15 μm以下にすることが望ましい。オーステナイト粒を微細化するには、鋼片加熱温度をできるだけ低温域に設定すればよい。

40

【0038】

本発明鋼板は、熱延後に焼き戻し熱処理が不要な非調質鋼板であるが、必要により上記冷却後、さらに300 以上、800 未満の温度域に再加熱保持する焼き戻し熱処理を行うことによって、母材の靱性をさらに改善すると共に耐力を向上させることができる。前記焼き戻し処理を行った場合でも、前記ベイニティックフェライト主体の組織に変化はない。

【0039】

50

本発明の鋼板は、上記のとおり、熱間圧延において所定の成分系の鋼片に対して低温圧延を積極的に行うので、圧延後の冷却速度にかかわらず、ベイナイトブロックの平均サイズが円相当径で $5\ \mu\text{m}$ 以下であるベイニティックフェライトを主体とした組織が得られる。このため、比較的厚い鋼板、例えば板厚が $50\ \text{mm}$ 以上のものでも $780\ \text{MPa}$ 以上の強度を有しながら、良好な母材靱性、HAZ靱性、耐低温割れ性を有するものとなる。

次に、実施例を挙げて本発明をより具体的に説明するが、本発明はかかる実施例によって限定的に解釈されるものではない。

【実施例】

【0040】

下記表1～表3に示す鋼を常法により溶製し、その溶湯を鑄造して得られたスラブ（厚さ $250\ \text{mm}$ ）を表4～6に示す加熱温度にて加熱した後、同表に示す条件にて熱間圧延を行い、仕上圧延温度（FRT）にて熱間圧延を終了し、同表に示す冷却速度（CR）にて冷却した。また、一部の試料については、冷却後、同表に示す焼戻温度にて $15\ \text{min}$ 程度保持する焼き戻し熱処理を行った。

【0041】

【表 1】

鋼 No.	化 学 成 分 (mass%)																A S	D L
	C	S i	M n	P	S	C u	N i	M o	T i	A l	N	C r	B	N b	V	その他		
* 1	0.046	0.09	1.55	0.005	0.003	1.03	1.05	0.52	0.013	0.043	0.0045	0.73	0.0002	0	0	4.66	1.30	
* 2	0.051	0.12	1.53	0.006	0.002	0.97	1.12	0.53	0.015	0.041	0.0047	0.75	0.0004	0	0	4.59	1.33	
* 3	0.047	0.11	1.52	0.005	0.003	1.01	1.15	0.52	0.014	0.039	0.0049	0.72	0.0003	0	0	4.69	1.30	
* 4	0.053	0.13	2.02	0.004	0.004	0.99	1.02	0.21	0.014	0.055	0.0041	0.73	0.0001	0	Mg:0.0030	5.02	0.53	
* 5	0.013	0.11	1.98	0.006	0.002	1.25	1.55	0.55	0.013	0.042	0.0045	0.72	0.0004	0	0	6.03	1.38	
* 6	0.078	0.11	1.35	0.006	0.002	0.96	0.99	0.18	0.011	0.037	0.0043	0.52	0	0	4.26	0.45		
* 7	0.048	0.13	1.13	0.006	0.003	0.49	1.57	0.55	0.015	0.038	0.0044	0.52	0.0002	0	0	3.68	1.38	
* 8	0.032	0.08	2.92	0.005	0.005	0.84	0.92	0.23	0.018	0.051	0.0052	0.97	0.0006	0	0	5.52	0.58	
* 9	0.052	0.12	1.57	0.008	0.003	1.58	2.05	0.55	0.012	0.048	0.0046	0.92	0.0004	0	0	6.78	1.38	
* 10	0.049	0.14	2.25	0.007	0.003	1.01	0.42	0.25	0.014	0.057	0.0044	0.73	0	0	4.69	0.63		
* 11	0.054	0.18	1.35	0.005	0.001	0.55	2.48	0.21	0.016	0.044	0.0052	0.71	0.0008	0	0	4.93	0.53	
* 12	0.045	0.11	1.94	0.004	0.006	1.22	1.24	0.12	0.015	0.057	0.0059	1.03	0.0002	0	Zr:0.013	5.62	0.30	
* 13	0.038	0.26	1.89	0.004	0.003	1.04	1.15	1.07	0.018	0.049	0.0047	0.99	0.0004	0	0	5.12	2.68	
* 14	0.050	0.17	1.55	0.008	0.002	0.95	1.02	0.48	0.014	0.034	0.0042	1.01	0.0006	0.025	0	4.47	1.95	
* 15	0.053	0.12	1.53	0.006	0.003	0.52	1.04	0.54	0.021	0.046	0.0052	0.78	0.0004	0	0.06	3.61	1.92	
* 16	0.048	0.19	1.96	0.005	0.004	0.98	0.55	0.18	0.012	0.054	0.0046	1.85	0.0001	0	0	4.47	0.45	
* 17	0.046	0.10	2.02	0.005	0.002	0.99	0.99	0.22	0.013	0.055	0.0045	1.25	0	0	4.99	0.55		
* 18	0.052	0.22	2.01	0.006	0.005	0.51	0.99	0.41	0.016	0.046	0.0041	0.99	0	0.019	Hf:0.025	4.02	1.60	
* 19	0.032	0.13	1.55	0.008	0.003	1.00	1.54	0.52	0.011	0.033	0.0045	1.00	0.0002	0.010	0	5.09	1.60	
* 20	0.033	0.13	1.47	0.008	0.002	1.01	1.25	0.54	0.012	0.034	0.0048	0.76	0.0004	0.010	0.04	4.74	2.05	
* 21	0.047	0.08	1.53	0.004	0.003	1.02	1.02	0.56	0.012	0.046	0.0044	0.75	0.0014	0	0	4.59	1.40	
* 22	0.051	0.12	1.53	0.006	0.002	0.97	1.12	0.53	0.015	0.041	0.0047	0.75	0.0014	0	0	4.59	1.33	
* 23	0.047	0.11	1.52	0.005	0.003	1.01	1.15	0.52	0.014	0.039	0.0049	0.72	0.0014	0	0	4.69	1.30	
* 24	0.051	0.12	2.02	0.005	0.004	0.97	1.03	0.21	0.014	0.054	0.0042	0.74	0.0012	0	Mg:0.0024	4.99	0.53	

(注) 試料No.*を付したものは発明対象鋼

【表 2】

鋼 No.	化学成分 (mass%)																	
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Mo	Ti	Al	N	Cr	B	Nb	V	その他	AS	DL
* 25	0.012	0.12	1.98	0.005	0.002	1.26	1.54	0.54	0.013	0.043	0.0046	0.73	0.0016	0	0		6.04	1.35
* 26	0.076	0.10	1.35	0.005	0.002	0.95	1.01	0.17	0.011	0.038	0.0042	0.53	0.0016	0	0		4.26	0.43
* 27	0.046	0.12	1.17	0.005	0.003	0.48	1.53	0.56	0.015	0.039	0.0046	0.53	0.0021	0	0		3.66	1.40
* 28	0.033	0.09	2.97	0.007	0.005	0.85	0.95	0.24	0.018	0.052	0.0050	0.98	0.0016	0	0		5.62	0.60
* 29	0.053	0.11	1.57	0.008	0.003	1.56	2.01	0.54	0.012	0.046	0.0048	0.93	0.0019	0	0		6.70	1.35
* 30	0.048	0.15	2.25	0.007	0.003	1.02	0.46	0.26	0.014	0.055	0.0046	0.74	0.0013	0	0		4.75	0.65
* 31	0.052	0.17	1.35	0.004	0.001	0.56	2.41	0.22	0.016	0.042	0.0050	0.73	0.0015	0	0		4.88	0.55
* 32	0.046	0.12	1.94	0.006	0.006	1.21	1.23	0.15	0.015	0.057	0.0056	1.01	0.0016	0	0		5.59	0.38
* 33	0.039	0.24	1.89	0.004	0.003	1.03	1.14	1.05	0.018	0.049	0.0048	0.95	0.0012	0	0		5.09	2.63
* 34	0.051	0.16	1.55	0.007	0.002	0.96	1.03	0.49	0.014	0.035	0.0045	1.02	0.0015	0.024	0	Ca:0.0033, Zr:0.015	4.50	1.95
* 35	0.052	0.13	1.53	0.006	0.003	0.53	1.05	0.53	0.021	0.046	0.0051	0.74	0.0016	0	0.06		3.64	1.93
* 36	0.047	0.18	1.96	0.006	0.004	0.99	0.55	0.19	0.012	0.055	0.0044	1.91	0.0021	0	0		4.49	0.48
* 37	0.044	0.11	2.02	0.005	0.002	0.98	0.97	0.23	0.013	0.055	0.0047	1.26	0.0016	0	0		4.95	0.58
* 38	0.054	0.21	2.01	0.006	0.005	0.52	0.95	0.42	0.016	0.042	0.0043	0.94	0.0047	0.019	0	Hf:0.040	4.00	1.62
* 39	0.033	0.14	1.55	0.007	0.003	1.02	1.55	0.53	0.011	0.036	0.0044	1.02	0.0015	0.010	0		5.14	1.63
* 40	0.034	0.12	1.47	0.008	0.002	1.01	1.23	0.55	0.012	0.038	0.0046	0.74	0.0013	0.010	0.04		4.72	2.08
* 41	0.048	0.11	1.58	0.007	0.003	0.95	1.02	0.50	0.012	0.037	0.0045	0.75	0.0015	0	0		4.50	1.25
* 42	0.047	0.12	1.94	0.006	0.003	1.00	1.20	0.20	0.011	0.042	0.0047	0.74	0.0015	0	0		5.14	0.50

(注) 試料No.*を付したものは発明対象鋼

【表 3】

鋼 No.	化学成分 (mass%)																AS	DL
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Mo	Ti	Al	N	Cr	B	Nb	V	その他		
51	0.082	0.23	0.98	0.007	0.002	0.97	1.08	0.31	0.013	0.023	0.0035	0.04	0.0013	0	0		4.00	0.78
52	0.009	0.25	2.53	0.007	0.003	1.03	0.96	0.13	0.013	0.055	0.0048	0.04	0	0.035	0.02		5.55	1.58
53	0.051	0.22	2.01	0.008	0.003	0.51	0.51	0.41	0.016	0.024	0.0046	1.03	0.0012	0.020	0.05		3.54	2.13
54	0.032	0.21	3.12	0.006	0.003	0.50	0.96	0.13	0.014	0.019	0.0046	0.53	0	0	0.10		5.08	1.33
55	0.052	0.27	1.05	0.005	0.002	1.03	1.02	0.35	0.017	0.041	0.0033	0.98	0.0031	0.020	0		4.13	1.48
56	0.053	0.25	1.55	0.007	0.003	0.75	0.98	0.55	0.033	0.060	0.0057	1.22	0.0012	0.010	0.04		4.03	2.08
57	0.047	0.22	1.53	0.007	0.002	0.68	1.13	0.43	0.001	0.040	0.0046	1.08	0	0.020	0.05		4.02	2.18
58	0.035	0.17	2.02	0.006	0.001	0.70	0.73	0.42	0.016	0.050	0.0046	2.16	0.0004	0.020	0		4.15	1.65
59	0.046	0.23	1.25	0.008	0.004	0.94	1.04	0.31	0.015	0.040	0.0044	0.24	0.0003	0.020	0.05		4.17	1.88
60	0.052	0.22	2.15	0.004	0.003	0.41	1.05	0.15	0.013	0.073	0.0056	0.35	0	0.020	0	Zr:0.110	4.02	0.98
61	0.033	0.21	1.98	0.006	0.002	0.44	1.16	0.42	0.014	0.012	0.0046	0.61	0	0	0.05	Hf:0.055	4.02	1.55
62	0.051	0.24	2.05	0.007	0.002	0.50	1.11	0.38	0.016	0.015	0.0046	0.75	0.0008	0.020	0.05	Mg:0.0070	4.16	2.05
63	0.053	0.18	1.47	0.004	0.002	0.55	0.89	0.43	0.013	0.007	0.0044	0.51	0.0021	0	0	Ca:0.0012	3.46	1.08
64	0.044	0.23	2.03	0.003	0.004	0.50	1.06	0.20	0.015	0.026	0.0049	0.24	0	0.050	0.11		4.09	3.10
65	0.055	0.12	1.96	0.004	0.003	0.55	1.02	0.11	0.018	0.029	0.0036	0.47	0.0015	0.110	0		4.08	3.58
66	0.046	0.17	2.10	0.005	0.003	0.20	1.51	0.11	0.012	0.061	0.0049	0.51	0	0.010	0.35		4.01	4.08
67	0.049	0.23	2.33	0.005	0.004	0.50	0.74	0.65	0.013	0.027	0.0066	1.01	0	0.040	0		4.07	2.83
68	0.048	0.14	2.02	0.005	0.002	1.75	0.20	0.20	0.011	0.034	0.0046	0.67	0	0	0		5.72	0.50
69	0.051	0.16	2.01	0.007	0.003	0.50	2.55	0.20	0.014	0.034	0.0053	0.77	0	0	0		5.56	0.50
70	0.053	0.27	1.20	0.005	0.003	1.03	1.03	1.20	0.015	0.041	0.0033	0.98	0.0022	0	0		4.29	3.00
71	0.051	0.24	2.05	0.007	0.002	0.60	1.11	0.38	0.016	0.036	0.0046	0.75	0.0055	0.020	0.05		4.36	2.05
72	0.049	0.15	2.04	0.007	0.004	0.89	1.02	0.05	0.015	0.029	0.0044	0.74	0.0005	0	0		4.84	0.13
* 73	0.047	0.13	1.57	0.008	0.004	0.56	1.03	0.62	0.014	0.042	0.0039	0.32	0.0005	0	0		3.72	1.55
74	0.048	0.13	2.03	0.005	0.004	1.32	0.20	0.42	0.016	0.033	0.0047	0.58	0	0	0		4.87	1.05
75	0.045	0.12	1.56	0.007	0.003	1.01	1.03	0.20	0.012	0.037	0.0049	0.67	0	0.050	0		4.61	2.50
76	0.047	0.13	2.05	0.006	0.003	0.80	1.00	0.21	0.008	0.041	0.0044	0.71	0	0	0		4.65	1.05

(注) 試料No.5 1 ~ 7 2、7 4 ~ 7 6は比較鋼、No. 7 3は発明対象鋼

【 0 0 4 4 】

得られた熱延板に対し、熱延板の板厚の1/4部位から組織観察試験片を採取し、光学顕微鏡観察(倍率400倍)を行ったところ、ベイニティックフェライトを主体とし、残部がほぼグラニュラ・ベイニティックフェライトであって、ベイニティックフェライトや

10

20

30

40

50

グラニューラ・ベイニティックフェライトの界面にMAが生成した組織となっていた。また、ベイニティックフェライトおよびMAの面積分率を測定するため、組織観察試験片をナイトール腐食後、SEM（走査電子顕微鏡）を用いて倍率1000倍で組織を撮影し、撮影した画像を画像解析ソフト（名称 Image-Pro、プラネترون社製）を用いて解析し、ベイニティックフェライトおよびMAの面積率を求めた。なお、本実施例におけるベイニティックフェライト面積率の値はその界面に形成されたMAの面積率も含んだ値である。ベイニティックフェライトとグラニューラ・ベイニティックフェライトとは、その形態が前者は針状ないし柱状であり、一方後者は塊状であり、形態が異なるため判別することができる。また、EBSP（Electron Backscatter Diffraction Pattern）によりベイナイトブロックを観察し、撮影した画像を用いてベイナイトブロックの円相当径の平均値を前記画像解析ソフトにより求めた。また、旧オーステナイトの板厚方向の粒界間隔は、撮影した画像から切断法によりその平均値を求めた。これらの測定結果を表4～6に併せて示す。

10

【0045】

また下記要領にて引張試験、衝撃試験を行い、母材の機械的性質を調べた。

引張試験は、各鋼板の板厚1/4部位から採取したJIS4号試験片を用いて行い、0.2%耐力、引張強さを測定した。また、衝撃試験は各鋼板の板厚1/4部位から採取したJIS4号試験片を用いてシャルピー衝撃試験を行い、脆性破面率を求めた。

【0046】

さらに、引張強さが780MPa以上、母材靱性が $vTrs = -100$ 以下のものを合格として、合格基準に達した試料の全てと、合格基準に達しなかったものの一部に対して、下記の要領にてHAZ靱性、耐低温割れ性を調べた。

20

HAZ靱性は、入熱5kJ/mm、10kJ/mm、さらに15kJ/mmで溶接（サブマージアーク溶接）を行い、ボンド部を含む図2に示す試験片採取部位3からJIS4号試験片を採取し、シャルピー衝撃試験を行い、ボンド部の吸収エネルギー（ vE_{40} ）を求め、これによって評価した。図中、1は鋼板、2は溶接金属部であり、試験片採取部位3は板厚中心から開先開き側に位置している。入熱が15kJ/mmの超大入熱溶接は、冷却速度が非常に遅くなった場合の合金元素の影響を見るために実施したものである。

耐低温割れ性はJISZ3158に規定されたy形溶接割れ試験方法に基づいて、入熱1.7kJ/mmで被覆アーク溶接を行い、ルート割れ防止予熱温度を測定した。予熱温度が0とあるのは、試験に供した鋼板を0に冷やした状態で溶接を行い、溶接後に割れが生じなかったものを示す。

30

【0047】

【 表 4 】

試料 No.	製造条件					母材組織				母材特性			溶接性			
	加熱温度 °C	800°C以下累積圧下率 %	FR T °C	冷却速度 °C/s	圧延仕上板厚 mm	焼戻温度 °C	BF量 %	ブロックサイズ μm	旧γ粒界間隔 μm	0.2%耐力 MPa	引張強度 MPa	vTs °C	入熱 5kJ/mm	入熱 10kJ/mm	入熱 15kJ/mm	レト割れ防止予熱温度 °C
* 1	950	50	720	10.00	50	600	96	3.1	8.4	765	855	-123	157	154	112	0
* 2	1100	50	720	10.00	50	600	96	3.2	20.7	760	850	-113	155	152	110	0
* 3	1100	50	700	0.30	50	600	96	3.5	16.3	767	857	-104	157	154	112	0
* 4	950	60	720	0.30	50	600	98	2.2	7.2	790	880	-127	166	163	121	0
* 5	1100	50	700	10.00	50	600	100	3.3	16.8	861	951	-116	191	188	146	0
* 6	1100	50	710	0.30	50	600	94	3.3	18.7	737	827	-102	147	144	102	0
* 7	1100	50	720	0.30	50	550	91	3.5	10.3	697	787	-103	132	129	97	0
* 8	1100	50	700	0.30	50	600	100	3.2	17.1	825	915	-102	178	175	133	0
* 9	1100	60	710	0.30	50	600	100	2.4	19.9	914	1004	-109	210	207	165	0
* 10	950	50	700	0.30	50	600	96	3.4	8.8	767	857	-116	157	154	112	0
* 11	1100	50	710	0.30	50	550	98	3.4	17.7	784	874	-101	163	160	118	0
* 12	1100	60	710	0.30	50	600	100	2.8	23.2	832	922	-109	181	178	136	0
* 13	1100	50	700	10.00	50	600	99	3.2	18.5	797	887	-101	118	115	73	0
* 14	1100	50	720	0.30	50	600	95	3.5	16.4	752	842	-106	152	149	107	0
* 15	1100	60	710	0.17	80	600	91	2.6	29.1	692	782	-121	130	127	85	0
* 16	1100	50	720	0.30	50	600	95	3.3	21.2	752	842	-102	152	149	107	0
* 17	1100	50	710	0.30	50	600	98	3.2	17.4	788	878	-103	165	162	120	0
* 18	1100	50	720	0.30	50	550	93	3.4	18.5	720	810	-103	141	138	96	0
* 19	1100	60	700	0.30	50	600	98	2.7	17.9	795	885	-112	167	164	122	0
* 20	1100	50	720	0.30	50	600	97	3.6	19.2	771	861	-103	159	156	114	0
* 21	950	50	710	#10.00	50	-	96	3.4	7.7	760	850	-122	205	202	189	0
* 22	1100	50	720	10.00	50	600	96	3.3	18.8	767	857	-114	205	202	189	0
* 23	1100	50	710	0.30	50	600	96	3.2	15.1	775	865	-105	207	204	191	0
* 24	950	60	720	10.00	50	600	98	2.7	8.3	788	878	-140	215	212	199	0

(注) 試料No.*を付したものは発明例

冷却速度の#は400°Cで冷却停止、その後徐冷したもの

【 0 0 4 8 】

10

20

30

40

50

【 表 5 】

試料 No.	製造条件				母材組織			母材特性			溶接性						
	加熱温度 °C	800°C以下 累積圧下率 %	F R T °C	冷却速度 °C/s	圧延仕上 板厚 mm	焼戻 温度 °C	BF量 %	ブロック サイズ μm	MA量 %	旧γ粒界 間隔 μm	0.2% 耐力 MPa	引張 強度 MPa	靱性 vTrs °C	入熱 5kJ/mm	入熱 10kJ/mm	入熱 15kJ/mm	レト割孔防止 予熱温度 °C
* 25	1100	50	720	5.00	80	600	100	3.2	4.8	15.8	862	952	-108	241	238	225	0
* 26	1100	70	710	0.30	50	600	94	2.2	10.4	16.4	737	827	-121	197	194	181	0
* 27	1100	50	700	0.30	50	550	91	3.3	8.1	19.2	695	785	-103	182	190	177	0
* 28	1100	60	720	0.30	50	600	100	2.8	9.3	16.1	832	922	-109	231	239	226	0
* 29	1100	50	720	0.17	80	600	100	3.5	8.9	20.8	908	998	-107	258	266	253	0
* 30	1100	50	710	0.30	50	600	97	3.4	10.7	21.3	772	862	-103	209	217	204	0
* 31	1100	50	700	0.30	50	550	97	3.3	9.3	15.7	781	871	-111	212	220	207	0
* 32	1100	50	710	0.30	50	600	100	3.4	12.8	18.4	830	920	-110	230	238	225	0
* 33	950	60	700	0.30	50	600	98	3.3	10.8	8.7	795	885	-103	158	166	153	0
* 34	1100	50	720	10.00	50	600	96	3.5	3.7	20.5	754	844	-112	203	211	198	0
* 35	1100	50	720	0.30	50	550	91	3.6	8.7	17.7	694	784	-103	188	196	183	0
* 36	1100	60	710	#10.00	50	-	95	2.7	3.9	17.4	753	843	-119	202	210	197	0
* 37	1100	50	700	0.30	50	600	98	3.3	10.2	18.7	786	876	-101	214	222	209	0
* 38	1100	50	710	0.30	50	550	93	3.4	7.6	20.3	719	809	-103	190	198	185	0
* 39	950	50	720	0.30	50	600	99	3.5	11.2	9.7	799	889	-113	219	227	214	0
* 40	950	50	710	0.30	50	600	97	3.4	9.3	8.8	769	859	-117	172	180	167	0
* 41	1100	60	710	10.00	50	600	93	2.7	3.7	17.6	719	809	-116	190	198	185	0
* 42	1100	50	710	10.00	50	600	93	3.3	3.9	18.4	719	809	-101	190	198	185	0

(注) 試料No.に * を付したものは発明例

冷却速度の # は 400°C で冷却停止、その後徐冷したもの

【 0 0 4 9 】

10

20

30

40

50

【 表 6 】

試料 No.	製造条件				母材組織				母材特性			溶接性					
	加熱温度 °C	800°C以下 累積圧下率 %	FRT °C	冷却速度 °C/s	圧延仕上 板厚 mm	焼戻 温度 °C	BF量 %	ブロッカ サイズ μm	MA量 %	旧γ粒界 間隔 μm	0.2%引張 強度 MPa	耐力 MPa	vT/s °C	入熱 5kJ/mm	入熱 10kJ/mm	入熱 15kJ/mm	レト割れ防止 予熱温度 °C
51	950	50	710	10.00	50	600	82	3.4	4.2	14.7	718	809	-102	85	93		50
52	1100	50	720	0.30	50	600	84	3.5	11.4	28.2	671	762	-105				
53	1100	50	710	0.30	50	550	81	3.4	8.7	27.7	676	767	-87				
54	1100	60	720	10.00	50	600	98	2.9	3.8	32.3	794	885	-73				
55	1100	50	720	0.30	50	600	94	3.4	11.7	23.2	678	769	-95				
56	1100	50	710	0.30	50	600	93	3.5	10.2	29.5	720	811	-103	45	43		
57	950	60	700	0.30	50	550	93	2.8	11.1	14.3	719	810	-101	42	36		
58	1100	50	720	5.00	80	600	94	3.5	5.3	33.1	729	820	-67	52	38		
59	1100	50	720	0.30	50	600	80	3.6	12.1	33.8	674	765	-105				
60	1100	50	710	10.00	50	600	93	3.5	4.3	27.6	719	810	-73	44	37		
61	1100	60	700	10.00	50	600	93	2.8	3.9	36.4	719	810	-61	46	45		
62	1100	50	710	0.30	50	600	94	3.5	10.9	27.0	729	820	-75				
63	1100	60	700	0.30	50	550	79	2.8	9.2	27.8	666	757	-89				
64	1100	50	720	0.30	50	600	93	3.5	9.3	24.2	724	815	-65				
65	1100	50	720	10.00	50	600	93	3.6	4.2	21.4	724	815	-58				
66	1100	60	710	10.00	50	600	93	2.8	10.8	30.0	719	810	-65				
67	950	50	700	0.17	80	550	93	3.3	13.8	14.2	723	814	-74				
68	1100	50	720	0.30	50	600	99	3.5	9.2	24.1	838	929	-64	86	73	28	
69	1100	50	710	0.30	50	600	99	3.4	18.7	21.7	827	918	-67				
70	1100	50	720	10.00	50	600	94	3.5	3.6	27.9	738	829	-65				
71	1100	50	700	10.00	50	600	95	3.3	4.1	28.6	743	834	-59	47	33		
72	1100	60	720	10.00	50	550	82	3.5	3.7	31.8	672	763	-106				
73	1100	40	710	0.30	50	550	91	5.3	12.1	37.3	674	765	-92				
74	1100	50	720	0.30	50	600	83	3.5	10.8	36.7	680	771	-103				
75	1100	50	720	0.30	50	550	90	5.8	10.4	38.4	732	823	-89				
76	1100	50	720	0.30	50	550	90	4.8	10.2	44.1	723	814	-101	85	75		

(注) 試料No. 51 ~ 76 は比較例

【 0 0 5 0 】

10

20

30

40

50

上記調査結果を表4～表6に併せて示す。また、AS値と強度との関係を図3に、800以下の累積圧下率と母材靱性（遷移温度 $vTrs$ ）との関係を図4に示す。図中、プロットの添え字は試料No.を示す。なお、煩雑さを避けるため、図3では発明範囲外の例は比較例のうちAS値外の個々の成分が本発明範囲内のものを、発明範囲内の例は発明例（800以下の累積圧下率が50%以上のもの）から適宜選んだ。図4ではAS値が3.6未満および3.6以上のグループに分けて示し、AS値が3.6以上のグループのうち累積圧下率が50%以上の例は発明例から適宜選んだ。

【0051】

図3より、AS値を3.60以上、800以下の累積圧下率を50%以上にするこ
 によって、引張強さが780MPa以上の高強度鋼板が得られ、さらにAS値を4.00
 以上とすることによって800MPa以上の高強度となること
 がわかる。一方、図4より、AS値を3.60以上、800以下の累積圧下率を50%以上にするこ
 によって、 $vTrs = -100$ 以下の優れた母材靱性が得られることがわかる。

10

【0052】

また、表4～表6より、発明例は、母材靱性については $vTrs$ がすべて-100以下
 であり、また耐低温割れ性については鋼板温度が0でもルート割れが生じず、母材靱
 性および耐低温割れ性が優れている。また、HAZ靱性についても、小入熱溶接、大入熱
 溶接のいずれにおいてもポンド部の靱性が優れていることが確かめられた。

また、発明例において、Bを0.0005%以上添加したものは15kJ/mmの超大
 入熱溶接を行った場合においても、常に150J以上の優れたHAZ靱性が得られること
 が確認された。

20

【0053】

一方、合金組成（AS値、DL値を含む。）が発明範囲を外れる比較例は、表6に示す
 ように、引張強さが780MPa未満となったり、母材靱性が-100より高くなり、
 合格レベルに達しなかった。また、合金組成が発明範囲内であっても、製造条件が不適切
 で、800以下の累積圧下率が50%に達しなかったNo.73は、やはり母材靱性が劣
 化した。

【図面の簡単な説明】

【0054】

【図1】本発明鋼の製造時における冷却速度と組織との関係を説明するための模式的CC
 T図を示す。

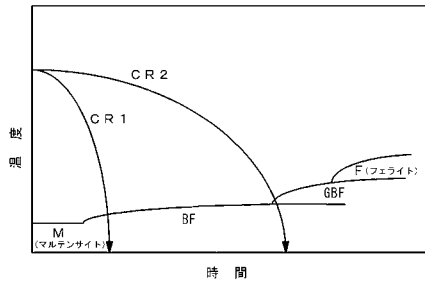
30

【図2】実施例におけるHAZ靱性を調べるための試験片の採取部位を示す鋼板溶接部の
 断面説明図を示す。

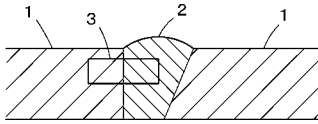
【図3】実施例におけるAS値と引張強さとの関係を示すグラフである。

【図4】実施例における800以下の累積圧下率と母材靱性（遷移温度： $vTrs$ ）と
 の関係を示すグラフである。

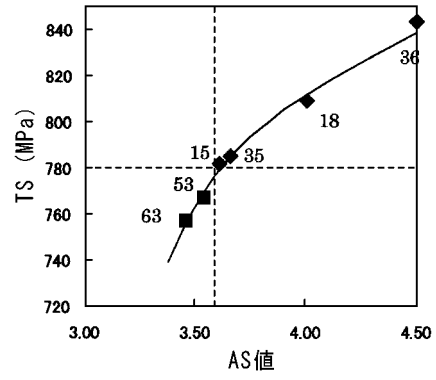
【図1】



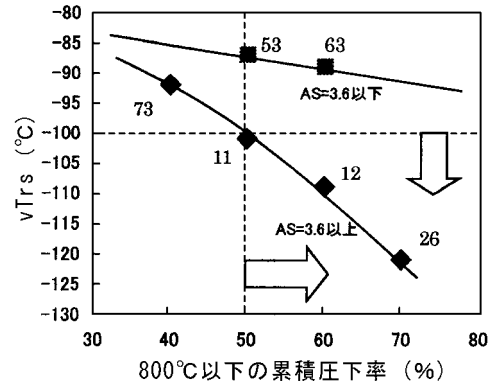
【図2】



【図3】



【図4】



フロントページの続き

(72)発明者 畑野 等

兵庫県神戸市西区高塚台 1 丁目 5 番 5 号 株式会社神戸製鋼所 神戸総合技術研究所内

審査官 佐藤 陽一

(56)参考文献 特開 2 0 0 0 - 1 6 0 2 8 1 (J P , A)

特開 2 0 0 3 - 1 6 0 8 3 3 (J P , A)

特開 2 0 0 3 - 1 4 7 4 7 7 (J P , A)

(58)調査した分野(Int.Cl. , DB名)

C 2 2 C 3 8 / 0 0 - 3 8 / 6 0

C 2 1 D 8 / 0 0 - 8 / 1 0