

(19)日本国特許庁(JP)

(12)特許公報(B2)

(11)特許番号
特許第7506305号
(P7506305)

(45)発行日 令和6年6月26日(2024.6.26)

(24)登録日 令和6年6月18日(2024.6.18)

(51)国際特許分類

F I

C 2 2 C	38/00	(2006.01)	C 2 2 C	38/00	3 0 1 B
C 2 2 C	38/54	(2006.01)	C 2 2 C	38/00	3 0 2 Z
C 2 1 D	8/02	(2006.01)	C 2 2 C	38/54	
			C 2 1 D	8/02	B
			C 2 1 D	8/02	D

請求項の数 13 (全24頁)

(21)出願番号	特願2020-91611(P2020-91611)	(73)特許権者	000006655 日本製鉄株式会社 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号
(22)出願日	令和2年5月26日(2020.5.26)	(74)代理人	100106909 弁理士 棚井 澄雄
(65)公開番号	特開2020-204091(P2020-204091 A)	(74)代理人	100175802 弁理士 寺本 光生
(43)公開日	令和2年12月24日(2020.12.24)	(74)代理人	100134359 弁理士 勝俣 智夫
審査請求日	令和5年1月19日(2023.1.19)	(74)代理人	100188592 弁理士 山口 洋
(31)優先権主張番号	特願2019-112154(P2019-112154)	(72)発明者	本間 竜一 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内
(32)優先日	令和1年6月17日(2019.6.17)	(72)発明者	浦川 智樹
(33)優先権主張国・地域又は機関	日本国(JP)		

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 大入熱溶接用高強度鋼板

(57)【特許請求の範囲】

【請求項1】

質量%で、

- C : 0 . 0 8 ~ 0 . 1 4 %、
- M n : 0 . 3 ~ 1 . 0 %、
- N i : 2 . 5 ~ 7 . 0 %、
- A l : 0 . 0 3 ~ 0 . 1 0 0 %、
- C u : 0 ~ 2 . 0 %、
- C r : 0 ~ 2 . 0 %、
- M o : 0 ~ 2 . 0 %、
- N b : 0 ~ 0 . 0 3 %、
- V : 0 ~ 0 . 1 0 %、
- W : 0 ~ 1 . 0 %、
- T i : 0 ~ 0 . 0 2 0 %、
- B : 0 ~ 0 . 0 0 5 0 %、
- C a : 0 ~ 0 . 0 0 5 %、
- M g : 0 ~ 0 . 0 0 5 %、
- R E M : 0 ~ 0 . 0 0 5 %、
- Z r : 0 ~ 0 . 0 0 5 %、
- S i : 0 . 3 0 %以下、

P : 0 . 0 1 0 % 以下、

S : 0 . 0 0 5 % 以下、

N : 0 . 0 0 6 0 % 以下、

O : 0 . 0 0 6 0 % 以下、

残部が F e 及び不純物からなり、

下記式 (1) で計算される焼入れ倍数 $D I (i n c h)$ が 1 7 ~ 3 5 であり、

下記式 (2) で計算される炭素当量 $C e q W E S$ が 0 . 6 0 0 % ~ 0 . 9 0 0 % であり、

下記式 (3) で計算される炭素当量 $C e q I I W$ が 0 . 7 5 0 % ~ 1 . 1 0 0 % であり、

溶接入熱量が 7 0 ~ 1 5 0 k J / m m の溶接に適用される、ことを特徴とする大入熱溶接用高強度鋼板。

10

$$D I (i n c h) = 0 . 5 \times f B \times C ^ { 0 . 5 } \times (1 + 0 . 6 4 \times S i) \times (1 + 4 . 1 \times M n) \times (1 + 0 . 2 7 \times C u) \times (1 + 0 . 5 2 \times N i) \times (1 + 2 . 3 3 \times C r) \times (1 + 3 . 1 4 \times M o) \dots (1)$$

$$C e q W E S (\%) = C + M n / 6 + S i / 2 4 + N i / 4 0 + C r / 5 + M o / 4 + V / 1 4 \dots (2)$$

$$C e q I I W (\%) = C + M n / 6 + C u / 1 5 + N i / 1 5 + C r / 5 + M o / 5 + V / 5 \dots (3)$$

ここで、上記 (1) ~ (3) 式中の C、M n、S i、N i、C r、M o、V、C u は質量% で表した各元素の鋼板中の含有量であり、含有しない元素の項には 0 を代入する。B の含有量が 0 . 0 0 0 4 % 以下のときは $f B = 1 . 0$ とし、B の含有量が 0 . 0 0 0 4 % 超 0 . 0 0 5 0 % 以下のときは $f B = 1 . 3$ とする。

20

【請求項 2】

質量% で、

T i : 0 . 0 0 3 ~ 0 . 0 2 0 %

を含有することを特徴とする請求項 1 に記載の大入熱溶接用高強度鋼板。

【請求項 3】

質量% で、

B : 0 . 0 0 0 4 ~ 0 . 0 0 5 0 %

を含有することを特徴とする請求項 1 又は 2 に記載の大入熱溶接用高強度鋼板。

【請求項 4】

質量% で、

C u : 0 . 1 ~ 2 . 0 %、

C r : 0 . 1 ~ 2 . 0 %、

M o : 0 . 1 ~ 2 . 0 %、

からなる群から選択されるいずれか 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 ~ 3 の何れか 1 項に記載の大入熱溶接用高強度鋼板。

30

【請求項 5】

質量% で、

N b : 0 . 0 0 3 ~ 0 . 0 3 %、

V : 0 . 0 1 ~ 0 . 1 0 %、

W : 0 . 1 0 ~ 1 . 0 %

からなる群から選択されるいずれか 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 ~ 4 の何れか 1 項に記載の大入熱溶接用高強度鋼板。

40

【請求項 6】

質量% で、

C a : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 0 5 %、

M g : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 0 5 %、

R E M : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 0 5 %、

Z r : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 0 5 % 以下

からなる群から選択されるいずれか 1 種または 2 種以上を含有することを特徴とする請求

50

項 1 ~ 5 の何れか 1 項に記載の大入熱溶接用高強度鋼板。

【請求項 7】

質量%で、Pの含有量が0.003~0.010%であることを特徴とする請求項1~6の何れか1項に記載の大入熱溶接用高強度鋼板。

【請求項 8】

鋼板表面を起点として深さ方向に3mmまでの領域において、ビッカース硬度の最大値Hv_sが320以下であることを特徴とする請求項1~7の何れか1項に記載の大入熱溶接用高強度鋼板。

【請求項 9】

ビッカース硬度の最大値Hv_sと鋼板1/4厚位置におけるビッカース硬度Hv_qとの差Hvが70以下であることを特徴とする請求項1~8の何れか1項に記載の大入熱溶接用高強度鋼板。

10

【請求項 10】

降伏強度が630~750MPa、
引張強さが780~930MPa、
降伏比が85%以下であることを特徴とする請求項1~9の何れか1項に記載の大入熱溶接用高強度鋼板。

【請求項 11】

溶接入熱が70~150kJ/mmの溶接継手において、溶接部のHAZにおける0シャルピー吸収エネルギーが平均100J以上であることを特徴とする請求項1~10の何れか1項に記載の大入熱溶接用高強度鋼板。

20

【請求項 12】

板厚tが40mm以上100mm以下であることを特徴とする請求項1~11の何れか1項に記載の大入熱溶接用高強度鋼板。

【請求項 13】

高層ビルの建築鉄骨ボックス柱用鋼板であることを特徴とする請求項1~12の何れか1項に記載の大入熱溶接用高強度鋼板。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、大入熱溶接部の靱性に優れた大入熱溶接用高強度鋼板に関する。

30

【背景技術】

【0002】

近年、建築構造物の高層化、無柱空間の拡大に伴い、鉄骨に用いられる厚鋼板は高強度化及び厚手化している。さらに大規模地震が発生しても高い安全性を確保するべく、鋼構造物の耐破壊性に対する要求が高まっている。加えて、工期短縮、建造コスト削減の観点から、高能率な大入熱溶接の適用が一般的となっており、大入熱溶接HAZでの高靱性化要求も高まっている。なお、「大入熱溶接HAZ」とは、大入熱溶接によって形成された溶接熱影響部(Heat Affected Zone、HAZ)のことを意味し、単に、大入熱HAZという場合もある。

40

【0003】

従来、高強度厚鋼板に上述の大入熱溶接を適用した場合、HAZにおいて良好な靱性を確保することは困難であった。例えば、引張強度780MPa級厚鋼板におけるエレクトロスラグ溶接部のHAZ靱性が非特許文献1及び非特許文献2に示されている。非特許文献1の図6によれば、熔融線(Fusion Line、FL)、FLから1mm(HAZ1)、FLから3mm(HAZ3)、FLから5mm(HAZ5)のノッチ位置におけるシャルピー吸収エネルギーの平均値は40J以下と読み取れる。また、非特許文献2の図3及び図5によれば、FLのノッチ位置におけるシャルピー吸収エネルギーの平均値は50J以下である。

【0004】

50

このような問題に対して、特許文献1では、Si含有量とP含有量とを同時に低減する（以下、それぞれ低Si化、低P化と呼称する場合がある）ことにより、HAZでのMAの生成が抑制され、HAZ韌性が向上する技術が開示されている。この技術によれば、小入熱から大入熱の溶接継手熱影響部において、0でのシャルピー吸収エネルギーが平均27J程度以上の韌性を安定して確保することができるとされている。

【0005】

また、特許文献2では、特許文献1の低Si、低P化に加え、Mnを比較的高濃度に添加することにより、MAを低減できるとしている。さらに特許文献3では、粒子径が0.005~0.5μmの微細硫化物を鋼中に分散させることにより、HAZでの粒成長抑制作用を有し、HAZ韌性を顕著に向上させる技術が示されている。

10

【先行技術文献】

【特許文献】

【0006】

【文献】特許第5862592号公報

【文献】特開2017-155333号公報

【文献】特開2002-309337号公報

【非特許文献】

【0007】

【文献】徳納一成、他7名「建築用大入熱溶接型予熱低減780N/mm²級高張力鋼板」、新日鉄技報、1997年、No.365、p.37~43

20

【文献】廣田実、他5名、「オンライン製造プロセスによる建築構造用低降伏比780N/mm²級鋼材 その3 大入熱溶接部継手特性」、日本建築学会学術講演梗概集、2012年、No.1017

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0008】

しかし、特許文献1や特許文献2に開示された技術では、近年の耐震性向上のニーズを背景とした、0におけるシャルピー吸収エネルギーの平均が100Jといった高いHAZ韌性やさらなる高韌性化を実現することは困難である。極めてP含有量を低減すること（以下、極低P化と呼称する場合がある）で精錬工程の長時間化を招き、製造工期の長期化やコスト増を招く。さらに、特許文献2の技術では、Mn偏析部でのMA生成によるHAZ韌性劣化が避けられず、安定的にHAZ韌性を確保することが困難である。特許文献3で示された硫化物を微細分散させ粒成長抑制作用によりHAZの有効結晶粒径を微細化し高韌性を得る技術は、MgやCaをppmオーダーで制御する技術が極めて高い要求され、安定製造及び大量製造には適用困難な技術と考えられる。

30

【0009】

このように高強度鋼板において大入熱溶接HAZの韌性が劣化する原因は、脆性破壊起点となるMAの生成や結晶粒の粗大化であることが知られている。近年の鋼板の厚手化による溶接入熱の増大に伴う冷却速度の低下は、結晶粒の粗大化とMAの増加を招き、HAZ韌性確保を一層困難とさせている。

40

本発明は、このような実情に鑑みなされたものであり、新たな成分設計の指針を提案し、これに基づいて、大入熱溶接用高強度鋼板を提供することを課題とするものである。

【課題を解決するための手段】

【0010】

本発明者らは、大入熱溶接HAZにおける韌性の主要な支配因子である結晶粒径の微細化とMAの低減とに着眼し、鋼板（母材）の高強度化と大入熱溶接HAZの韌性の確保とを両立させるために検討を行った。

その結果、鋼板の焼入れ性を一定以上に高めることにより、HAZの結晶粒が顕著に微細化することがわかった。具体的には、焼入れ倍数DIを17以上とすることで、HAZの結晶粒が顕著に微細化することを見いだした。また結晶粒の微細化に伴いMAも微細化

50

することが確認された。すなわち、焼入れ性を向上させることにより、結晶粒の微細化とMAの微細化がともに達成されることがわかった。

【0011】

一方で、焼入れ性を高めても高靱性な下部ベイナイトは僅かしか生成せず、従来考えられてきた下部ベイナイトの生成による高靱化は望めないことも明らかとなった。これは溶接入熱の増大に伴い冷却速度が低下した影響と考えられ、本発明に伴い明らかとなった新たな知見である。

加えて、焼入れ性を高める元素として、Niが極めて有効であることがわかった。一般的に焼入れ性を高めるとMAの生成量は増加することが知られているが、Niは他の元素に比べてMA生成量をそれほど増加させずに焼入れ性を向上させることができる。具体的にはNiを2.5%以上含有させることで、焼入れ性向上による細粒化効果とMA微細化効果とが得られる。

10

【0012】

一方で、Mnによる焼入れ性向上は、MAの生成を大幅に増やす。そのため、鋼中のMnの含有量が増えると、焼入れ性向上による細粒化効果がMAの生成量の増加によって相殺されやすくなる。このため、Mnは1.0%以下に抑制する必要がある。

これらNiとMnとの違いは、ミクロ偏析のしやすさや、セメンタイト生成に及ぼす効果の違いに起因しているものと推察される。

【0013】

また焼入れ性を高めることで、鋼板(母材)の性能が優位となることがわかった。通常、低い焼入れ性で鋼板を製造する際は、熱処理時の二相域加熱温度は高温に、焼戻し温度は低温にならざるを得ない。その場合、鋼板表層の硬度が高くなるとともに、表層と板厚内部との硬度差が大きくなる。これらは、表面割れを誘起したり、加工性の低下を招いたりするため、鋼板表面の硬度は低く、板厚方向の硬度分布は極力平準化することが望まれる。

20

本発明では、鋼板表面のビッカース硬度320HV以下、鋼板表面と板厚1/4位置との硬度差を70以下とすることができる。

【0014】

本発明はこのような知見に基づいてなされたものであり、その要旨は以下のとおりである。

30

【0015】

[1] 本発明の一態様に係る大入熱溶接用高強度鋼板は、質量%で、C:0.08~0.14%、Mn:0.3~1.0%、Ni:2.5~7.0%、Al:0.03~0.100%、Cu:0~2.0%、Cr:0~2.0%、Mo:0~2.0%、Nb:0~0.03%、V:0~0.10%、W:0~1.0%、Ti:0~0.020%、B:0~0.0050%、Ca:0~0.005%、Mg:0~0.005%、REM:0~0.005%、Zr:0~0.005%、Si:0.30%以下、P:0.010%以下、S:0.005%以下、N:0.0060%以下、O:0.0060%以下、残部がFe及び不純物からなり、下記式(1)で計算される焼入れ倍数DI(inch)が17~35であり、下記式(2)で計算される炭素当量CeqWESが0.600%~0.900%であり、下記式(3)で計算される炭素当量CeqIIWが0.750%~1.100%であり、溶接入熱量が70~150kJ/mmの溶接に適用される。

40

$$DI(\text{inch}) = 0.5 \times f_B \times C^{0.5} \times (1 + 0.64 \times Si) \times (1 + 4.1 \times Mn) \times (1 + 0.27 \times Cu) \times (1 + 0.52 \times Ni) \times (1 + 2.33 \times Cr) \times (1 + 3.14 \times Mo) \dots (1)$$

$$CeqWES(\%) = C + Mn/6 + Si/24 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/14 \dots (2)$$

$$CeqIIW(\%) = C + Mn/6 + Cu/15 + Ni/15 + Cr/5 + Mo/5 + V/5 \dots (3)$$

ここで、上記(1)~(3)式中のC、Mn、Si、Ni、Cr、Mo、V、Cuは質

50

量%で表した各元素の鋼板中の含有量であり、含有しない元素の項には0を代入する。f_BはB量により以下のように定義する。B量が0.0004%以下のときはf_B = 1.0とし、B量が0.0004%超0.0050%以下のときはf_B = 1.3とする。

[2] [1]に記載の大入熱溶接用高強度鋼板は、質量%で、Ti: 0.003 ~ 0.020%を含有してもよい。

[3] [1]又は[2]に記載の大入熱溶接用高強度鋼板は、質量%で、B: 0.004 ~ 0.0050%を含有してもよい。

[4] [1] ~ [3]のいずれか一態様に記載の大入熱溶接用高強度鋼板は、質量%で、Cu: 0.1 ~ 2.0%、Cr: 0.1 ~ 2.0%、Mo: 0.1 ~ 2.0%からなる群から選択されるいずれか1種または2種以上を含有してもよい。

10

[5] [1] ~ [4]のいずれか一態様に記載の大入熱溶接用高強度鋼板は、質量%で、Nb: 0.003 ~ 0.03%、V: 0.01 ~ 0.10%、W: 0.10 ~ 1.0%からなる群から選択されるいずれか1種または2種以上を含有してもよい。

[6] [1] ~ [5]のいずれか一態様に記載の大入熱溶接用高強度鋼板は、質量%で、Ca: 0.0005 ~ 0.005%、Mg: 0.0005 ~ 0.005%、REM: 0.0005 ~ 0.005%、Zr: 0.0005 ~ 0.005%以下からなる群から選択されるいずれか1種または2種以上を含有してもよい。

[7] [1] ~ [6]のいずれか一態様に記載の大入熱溶接用高強度鋼板は、質量%で、Pの含有量が0.003 ~ 0.010%であってもよい。

[8] [1] ~ [7]のいずれか一態様に記載の大入熱溶接用高強度鋼板は、鋼板表面を起点として深さ方向に3mmまでの領域において、ビッカース硬度の最大値H_vsが320以下であってもよい。

20

[9] [1] ~ [8]のいずれか一態様に記載の大入熱溶接用高強度鋼板は、ビッカース硬度の最大値H_vsと鋼板1/4厚位置におけるビッカース硬度H_vqとの差H_vが70以下であってもよい。

[10] [1] ~ [9]のいずれか一態様に記載の大入熱溶接用高強度鋼板は、降伏強度が630 ~ 750MPa、引張強さが780 ~ 930MPa、降伏比が85%以下であってもよい。

[11] [1] ~ [10]のいずれか一態様に記載の大入熱溶接用高強度鋼板は、溶接入熱が70 ~ 150kJ/mmの溶接継手において、溶接部のHAZにおける0.5mmシャルピー吸収エネルギーが平均100J以上であってもよい。

30

[12] [1] ~ [11]のいずれか一態様に記載の大入熱溶接用高強度鋼板は、板厚tが40mm以上100mm以下であってもよい。

[13] [1] ~ [12]のいずれか一態様に記載の大入熱溶接用高強度鋼板は、高層ビルの建築鉄骨ボックス柱用鋼板であってもよい。

【発明の効果】

【0016】

本発明によれば、新たな成分設計の指針に基づき、大入熱溶接用高強度鋼板を提供することができる。

【図面の簡単な説明】

40

【0017】

【図1】図1は、エレクトロスラグ溶接T字継手におけるシャルピー試験片の採取要領を示す図である。

【発明を実施するための形態】

【0018】

以下、本発明の一実施形態に係る大入熱溶接用高強度鋼板について説明する。まず、本発明を完成するに至った本発明者らの検討結果や、得られた新たな知見について詳述する。

【0019】

本実施形態に係る大入熱溶接用高強度鋼板(以下、単に「鋼板」とも称する。)は、焼入れ性を高める合金元素であるC、Mn、Niを含有する。そして、本実施形態に係る鋼

50

板は、鋼を溶製、鑄造して得られた鋼片に熱間圧延を施すことで製造される。しかし、鋼板には、鑄造時の凝固によって凝固組織の界面に形成されたミクロ偏析部が残存しており、さらにこのミクロ偏析部は溶接熱影響のような短時間の加熱では解消されず、大入熱 HAZ に局所的に残存したままとなる。この局所的に形成されたミクロ偏析部には、Mn、Ni などの合金元素が濃化している。本発明者らの検討により、Mn は Ni に比較して、大入熱 HAZ の冷却時における残留オーステナイトの分解を遅延させ、マルテンサイト・オーステナイト混合相 (MA) の増加を招くことが判明した。

【0020】

大入熱 HAZ において、ミクロ偏析部の残留オーステナイトが分解せずに室温まで冷却されると、これが MA となって靱性を劣化させる。そのため、残留オーステナイトの分解遅延を招く Mn は、MA 生成量の抑制の観点からその含有量を制御することが重要であると考えられる。換言するに、Ni は Mn よりも大入熱 HAZ 靱性に及ぼす悪影響が小さいと考えられるため、鋼中の Mn と Ni との含有量の適正化を図ることで MA の生成量を抑制できると考えられる。本発明者らは、Ni を含有させて焼入れ性を高めることにより、母材組織が微細化し、MA による靱性劣化が軽減されることを発見した。

10

【0021】

また更に、本実施形態に係る大入熱溶接用高強度鋼板では、焼入れ性を確保するため炭素当量 C_{eqWES} 、 C_{eqIIW} の下限を制限し、C、Mn、Si、Ni、Cr、Mo、V の含有量を制御する。一方、焼入れ性を過剰に高めると HAZ 組織はマルテンサイトとなり極端に延性が低下、吸収エネルギーが低下するため、 C_{eqWES} 、 C_{eqIIW} の上限も必要となる。本発明者らの検討の結果、下記 (4) 式によって求められる炭素当量 C_{eqWES} を 0.600% ~ 0.900%、下記 (5) 式によって求められる C_{eqIIW} を 0.750% ~ 1.100%、下記 (6) 式によって求められる焼き入れ性倍数 $DI(\text{inch})$ を 17 ~ 35 に制限すれば、大入熱 HAZ の靱性を確保できることがわかった。

20

【0022】

$$C_{eqWES}(\%) = C + Mn / 6 + Si / 24 + Ni / 40 + Cr / 5 + Mo / 4 + V / 14 \quad \dots (4)$$

$$C_{eqIIW}(\%) = C + Mn / 6 + Cu / 15 + Ni / 15 + Cr / 5 + Mo / 5 + V / 5 \quad \dots (5)$$

30

$$DI(\text{inch}) = 0.5 \times f_B \times C^{0.5} \times (1 + 0.64 \times Si) \times (1 + 4.1 \times Mn) \times (1 + 0.27 \times Cu) \times (1 + 0.52 \times Ni) \times (1 + 2.33 \times Cr) \times (1 + 3.14 \times Mo) \quad \dots (6)$$

ここで、上記 (4) ~ (6) 式中の C、Mn、Si、Ni、Cr、Mo、V、Cu は質量% で表した各元素の鋼板中の含有量であり、含有しない元素の項には 0 を代入する。f_B は B 量により以下のように定義する。B 含有量が 0.0004% 以下のときは f_B = 1.0 とし、B 含有量が 0.0004% 超 0.0050% 以下のときは f_B = 1.3 とする。

【0023】

また、本発明者らは、P 含有量にも着目した。P は粒界に偏析しやすく、特に、溶接熱影響部の結晶粒界に偏析すると、粒界割れの原因となるので、大入熱 HAZ の靱性を安定的に確保するために制限する必要がある。P 含有量を低減すれば粒界割れによる大入熱 HAZ の靱性低下が抑制されるが、その一方で、P を適度に含有させることにより、大入熱 HAZ の靱性を一層向上させることができることを見出した。P を適度に含有させることにより、ベイナイト変態温度の上昇が抑制され結晶粒径が小さくなり、これに伴い HAZ の有効結晶粒径が小さくなり、その結果、脆性破壊の発生を一層抑制できるためと推測している。

40

【0024】

以下、本実施形態に係る大入熱溶接用高強度鋼板について説明する。

【0025】

まず、本実施形態に係る大入熱溶接用高強度鋼板の化学成分 (鋼組成) について説明す

50

る。なお、以下の化学成分の説明では、質量%を単に%と表記する。

【0026】

(C: 0.08%以上、0.14%以下)

Cは、鋼の焼入れ性を高めて高強度化に寄与する元素である。そのため、本実施形態ではC含有量は0.08%以上である。しかし、C含有量の過度な増加は、MAやセメンタイトの増加を招き靱性を低下させるため、その上限は0.14%以下である。

【0027】

(Si: 0.30%以下)

Siは、脱酸や強度のために鋼に含有される場合があるが、MAの生成を促進させる元素でもある。本発明者らが、MAに及ぼすSiの有害性について検討した結果、大入熱HAZのミクロ偏析部におけるMA生成にSiが極めて大きな影響を及ぼすことを確認した。したがって、大入熱HAZの靱性を確保するため、本実施形態ではSi含有量は0.30%以下である。Si含有量は、好ましくは0.25%以下であり、より好ましくは0.20%以下であり、さらに好ましくは0.15%以下である。Siの含有量の下限は特に限定されないが、製造コストの観点からSi含有量は0.01%以上が好ましい。

10

【0028】

(Mn: 0.3%以上、1.0%以下)

Mnは、鋼の焼入れ性を高めて高強度化に寄与する元素であり、本実施形態ではMnの含有量は0.3%以上である。しかし、Mnの含有量が過度に増加すると、大入熱HAZのMAを増加させ、靱性を著しく劣化させるため、本実施形態ではMn含有量の上限は1.0%以下である。

20

【0029】

(P: 0.010%以下)

Pは、靱性に有害な不純物である。P含有量が過剰に増大すると、大入熱HAZで粒界割れを起こし、靱性を著しく劣化させる。従って、本実施形態ではPの含有量は0.010%以下とする。Pの含有量の下限は特に限定されないが、製造コストの観点からPの含有量は0.001%以上であってもよい。一方、Pは適度に含有させることにより、大入熱HAZの焼入れ性を高めて、結晶粒径を細粒化させ、大入熱HAZの靱性を向上させる。従って、本実施形態では0.003~0.010%であることが好ましく、0.004~0.010%であってもよく、0.007~0.010%であってもよい。

30

【0030】

(S: 0.005%以下)

Sは、不純物であり、多量に含有すると粗大な介在物を形成して靱性を低下させる場合がある。したがって、Sの含有量は、大入熱HAZの靱性を安定的に確保するために制限する必要があり、本実施形態ではSは0.005%以下である。Sの含有量の下限は特に限定されないが、製造コストの観点からSの含有量は0.0001%以上であってもよい。

【0031】

(Ni: 2.5%以上、7.0%以下)

Niは、鋼の焼入れ性を高めて高強度化に寄与する元素であり、同時に、大入熱HAZの靱性を高める元素でもある。また本発明者らの調査から、大入熱HAZでは、NiはMnに比べてMAを生成しにくい特徴があることが分かっている。これらのことから、本実施形態では、Niの含有量は2.5%以上である。一方、Niは高価な元素であり、製造コストの上昇を抑制するという観点から、本実施形態では、Niの含有量は7.0%以下である。

40

【0032】

(Al: 0.03%以上、0.100%以下)

Alは、脱酸元素として重要であり、またBを添加する際は、AlNを形成してNを固定することで、BNの析出を抑制して、鋼の焼入れ性に有効な固溶Bを確保するために含有させる重要な元素である。この効果を発揮させるため、本実施形態においてAlの含有量は0.03%以上である。一方、破壊起点となり靱性を低下させる粗大なアルミ系酸化

50

物の生成を抑制するという観点から、本実施形態ではA1の含有量は0.100%以下である。

【0033】

(N: 0.0060%以下)

Nは、不純物であり、粗大な窒化物は、母材及び大入熱HAZの靱性を低下させる。粗大な窒化物の形成を防止し、靱性を確保するという観点から、本実施形態では、Nの含有量が0.0060%以下である。また、Bを添加する際は、N量の過剰な増加はBNを生成して焼入れ性向上に寄与する固溶Bを大幅に低下させるおそれもある。そのためNの含有量は少ないほうが望ましいが、製造コストの観点から、Nの含有量は0.0001%以上であってよい。

10

【0034】

(O: 0.0060%以下)

Oは、不純物であり、粗大なアルミ系酸化物が大入熱HAZのミクロ偏析部に重畳して存在すると、破壊起点として作用し極めて低い靱性を示す。そのため、本実施形態ではOの含有量は0.0060%以下である。Oの含有量は少ない方が望ましく、0%であってよいが、製造コストの観点から、本実施形態では、Oの含有量は0.0001%以上であってよい。

【0035】

(炭素当量CeqWES: 0.600%以上、0.900%以下)

炭素当量CeqWESは、鋼板(母材)の強度及びHAZの結晶粒径に大きな影響を及ぼす。HAZでの焼入れ性を確保し、結晶粒を細粒化させるため、本実施形態において炭素当量CeqWESは0.600%以上である。一方、炭素当量CeqWESが0.900%を超えるとHAZがマルテンサイトとなり、靱性が低下する。そのため、本実施形態においてCeqWESは0.900%以下である。なお、炭素当量CeqWESは、合金元素の含有量によって下記の(4)式で計算される。

20

【0036】

$$CeqWES = C + Mn / 6 + Si / 24 + Ni / 40 + Cr / 5 + Mo / 4 + V / 14 \dots (4)$$

ここで、式(4)中のC、Mn、Si、Ni、Cr、Mo、Vは質量%で表した各元素の鋼板中の含有量であり、後述する選択元素Cr、Mo、Vを含有しない場合は各項に0を代入する。

30

【0037】

(炭素当量CeqIIW: 0.750%以上、1.100%以下)

炭素当量CeqIIWは、鋼板(母材)の強度及びHAZの結晶粒径に大きな影響を及ぼす。HAZでの焼入れ性を確保し、かつ、結晶粒を細粒化させるため、本実施形態において炭素当量CeqIIWは0.750%以上である。一方、炭素当量CeqIIWが1.100%を超えるとHAZがマルテンサイトとなり、靱性が低下する。そのため、本実施形態においてCeqIIWは1.100%以下である。炭素当量CeqIIWは、合金元素の含有量によって下記の(5)式で計算される。

【0038】

$$CeqIIW(\%) = C + Mn / 6 + Cu / 15 + Ni / 15 + Cr / 5 + Mo / 5 + V / 5 \dots (5)$$

ここで、式(5)中のC、Mn、Cu、Ni、Cr、Mo、Vは質量%で表した各元素の鋼板中の含有量であり、後述する選択元素Cr、Mo、Vを含有しない場合は各項に0を代入する。

40

【0039】

(焼入れ倍数DI: 17インチ以上、35インチ以下)

焼入れ倍数DIは、鋼板(母材)の強度及びHAZの結晶粒径に大きな影響を及ぼす。HAZでの焼入れ性を確保し、結晶粒を細粒化させるため、焼入れ倍数DIを17インチ以上とする。一方、焼入れ倍数DIが35インチを超えるとHAZがマルテンサイトとな

50

り、靱性が低下するので、35インチ以下とする。焼入れ倍数DIは、合金元素の含有量によって下記の(6)式で計算される。

【0040】

$$DI(\text{inch}) = 0.5 \times f_B \times C^{0.5} \times (1 + 0.64 \times Si) \times (1 + 4.1 \times Mn) \times (1 + 0.27 \times Cu) \times (1 + 0.52 \times Ni) \times (1 + 2.33 \times Cr) \times (1 + 3.14 \times Mo) \dots (6)$$

ここで、上記(6)式中、B含有量が0.0004%以下のときは $f_B = 1.0$ とし、B含有量が0.0004%超0.0050%以下のときは $f_B = 1.3$ とする。

【0041】

本実施形態に係る高強度鋼板の化学成分の残部は、鉄(Fe)及び不純物である。不純物とは、鋼材を工業的に製造する際に、鉱石、スクラップ等の原料その他の要因により混入する成分であって、本実施形態に係る鋼材に悪影響を与えない範囲で許容されるものを意味する。ただし、不純物のうち、P、S、O及びNについては上述のように上限値を制限する必要がある。また、好ましくは、Pについては上述のように下限値を制限してもよい。

10

【0042】

本実施形態の高強度鋼板には、鋼板(母材)の強度や靱性を向上させるため、必要に応じて、下記に示す選択元素Cu、Cr、Mo、W、Nb、V、Ti、Bの1種又は2種以上を含有させてもよい。

【0043】

(Cu: 0%以上、2.0%以下)

Cuは、スクラップ等から不純物として鋼板に混入する場合がある元素である。しかし、Cuの含有量の下限値は特に限定されず、0%であってもよい。また、Cuは、溶接性やHAZの靱性に対する悪影響が小さく、母材の強度や靱性を向上させる元素でもある。そのため、本実施形態では、Cuの含有量は0.1%以上であってもよい。ただし、鋼板の熱間圧延時におけるCuクラックの発生抑制、大入熱HAZの靱性や溶接性の劣化抑制の観点から、本実施形態では、Cuの含有量は2.0%以下である。

20

【0044】

(Cr: 0%以上、2.0%以下)

Crは、スクラップ等から不純物として鋼板に混入する場合がある元素である。しかし、Crの含有量の下限値は特に限定されず、0%であってもよい。また、Crは、母材の強度を向上させる元素でもある。そのため、本実施形態では、Crの含有量は0.1%以上であってもよい。ただし、大入熱HAZの靱性や溶接性の劣化抑制の観点から、本実施形態では、Crの含有量は2.0%以下である。

30

【0045】

(Mo: 0%以上、2.0%以下)

Moは、スクラップ等から不純物として鋼板に混入する場合がある元素である。しかし、Moの含有量の下限値は特に限定されず、0%であってもよい。また、Moは、母材の強度及び靱性を向上させる元素でもある。そのため、本実施形態ではMoの含有量は0.1%以上であってもよい。ただし、大入熱HAZの靱性や溶接性の劣化抑制、合金コストの上昇抑制の観点から、本実施形態では、Moの含有量は2.0%以下である。

40

【0046】

(Nb: 0%以上、0.03%以下)

Nbは、スクラップ等から不純物として鋼板に混入する場合がある元素である。しかし、Nbの含有量の下限値は特に限定されず、0%であってもよい。また、Nbは、母材の強度、靱性を向上させる元素でもある。そのため、本実施形態では、Nbの含有量は0.003%以上であってもよく、0.005%以上であってもよい。ただし、大入熱HAZの靱性や溶接性の劣化抑制の観点から、本実施形態では、Nbの含有量は0.03%以下である。好ましくは、Nbの含有量は0.02%以下であり、より好ましくは0.01%以下である。

50

【0047】

(V: 0%以上、0.10%以下)

Vは、スクラップ等から不純物として混入する可能性がある元素である。しかし、Vの含有量の下限値は特に限定されず、0%であってもよい。また、Vは、母材の強度を向上させる元素でもある。そのため、本実施形態では、Vの含有量は0.005%以上であってもよく、0.001%以上であってもよい。ただし、大入熱HAZの靱性や溶接性の劣化抑制の観点から、本実施形態では、Vの含有量は0.10%以下である。好ましくは、Vの含有量は0.08%以下であり、より好ましくは0.06%以下である。

【0048】

(W: 0%以上、1.0%以下)

Wは、スクラップ等から不純物として混入する可能性がある元素である。しかし、Wの含有量の下限値は特に限定されず、0%であってもよい。また、Wは、母材の強度及び靱性を向上させる元素でもある。そのため、本実施形態では、Wの含有量は0.1%以上であってもよい。ただし、大入熱HAZの靱性や溶接性の劣化抑制、合金コストの上昇抑制の観点から、本実施形態では、Wの含有量は1.0%以下である。好ましくは、Wの含有量は0.5%以下である。

【0049】

(Ti: 0%以上、0.020%以下)

Tiは、母材の強度上昇や細粒化に有効な元素である。そのため、本実施形態ではTiの含有量は0.003%以上であってもよく、0.005%以上であってもよい。一方、Tiを添加しなくてもよいので、Tiの含有量は0%であってもよい。ただし、粗大なTiNが靱性に悪影響を及ぼすことを抑制する観点から、本実施形態ではTiの含有量は0.020%以下である。

【0050】

(B: 0%以上、0.0050%以下)

Bは、炭素当量Ceqを制限しつつ、鋼の焼入れ性を確保するために含有させる重要な元素である。Bは、微量の含有であっても鋼の焼入れ性を顕著に向上させる元素であり、その効果を発揮させるために、Bの含有量は0.0003%以上であってもよく、0.0004%以上であってもよい。一方、と大入熱HAZの靱性や溶接性の劣化を抑制する観点から、本実施形態ではBの含有量は0.0050%以下である。

【0051】

さらに、本実施形態の高強度鋼板には、介在物の形態を制御するため、必要に応じて、下記に示す選択元素Mg、Ca、REM、Zrの1種又は2種以上を含有させてもよい。

【0052】

(Ca: 0%以上、0.005%以下)

Caは、酸化物や硫化物、酸硫化物を形成して粗大介在物の生成を抑制し、母材及びHAZの靱性を高める元素である。そのため、本実施形態ではCaの含有量は0.0001%以上であってもよく、0.0005%以上であってもよい。ただし、脆性破壊の発生起点として作用する恐れがあるCa系介在物の増加を抑制するという観点から、本実施形態ではCaの含有量は0.005%以下である。好ましくは、Caの含有量は0.004%以下である。なお、Caの含有量は0%であってもよい。

【0053】

(Mg: 0%以上、0.005%以下)

Mgは、Caと同様に酸化物や硫化物、酸硫化物を形成して粗大介在物の生成を抑制し、母材及びHAZの靱性を高める元素である。そのため、本実施形態ではMgの含有量は0.0001%以上であってもよく、0.0005%以上であってもよい。ただし、脆性破壊の発生起点として作用する恐れがあるMg系介在物の増加を抑制する観点から、Mgの含有量は0.005%以下である。

好ましくは、Mgの含有量は0.003%以下である。なお、Mgの含有量は0%であってもよい。

10

20

30

40

50

【 0 0 5 4 】

(R E M : 0 % 以上、 0 . 0 0 5 % 以下)

R E M (希土類元素) とは、 S c、 Y の 2 元素と、 L a、 C e や N d などのランタノイド 1 5 元素の総称を意味する。本実施形態でいう R E M とは、これら希土類元素から選択される 1 種以上で構成されるものであり、以下に説明する R E M の含有量とは、希土類元素の含有量の合計量である。

【 0 0 5 5 】

R E M は、 C a や M g と同様に、酸化物、硫化物、酸硫化物を形成して粗大介在物の生成を抑制し、母材及び H A Z の韌性を高める元素である。そのため、本実施形態では R E M の含有量は 0 . 0 0 0 1 % 以上であってもよく、 0 . 0 0 0 5 % 以上であってもよい。ただし、脆性破壊の発生起点として作用する恐れがある R E M 系介在物の増加を抑制する観点から、本実施形態では R E M の含有量は 0 . 0 0 5 % 以下である。好ましくは、 R E M の含有量は 0 . 0 0 3 % 以下である。なお、 R E M の含有量は 0 % であってもよい。

10

【 0 0 5 6 】

(Z r : 0 % 以上、 0 . 0 0 5 % 以下)

Z r は、 C a や M g や R E M と同様に、酸化物、硫化物、酸硫化物を形成して粗大介在物の生成を抑制し、母材及び H A Z の韌性を高める元素である。そのため、本実施形態では Z r の含有量は 0 . 0 0 0 1 % 以上であってもよく、 0 . 0 0 0 5 % 以上であってもよい。ただし、脆性破壊の発生起点として作用する恐れがある Z r 系介在物の増加を抑制する観点から、本実施形態では Z r の含有量は 0 . 0 0 5 % 以下である。好ましくは、 Z r の含有量は 0 . 0 0 3 % 以下である。

20

なお、 Z r の含有量は 0 % であってもよい。

【 0 0 5 7 】

(板厚 t : 4 0 m m 以上、 1 0 0 m m 以下)

(降伏強度 : 6 3 0 M P a 以上、 7 5 0 M P a 以下)

(引張強さ : 7 8 0 ~ 9 3 0 M P a)

(降伏比 : 8 5 % 以下)

本実施形態に係る大入熱溶接用高強度鋼板は、特に、高強度で厚手の厚鋼板が必要とされる用途に好適で、特に、溶接施工能率の高い大入熱溶接が施された際に、 H A Z 韌性の要求レベルが高い用途に好適である。具体的には、高層ビルなどに用いられる建築鉄骨用の四面ボックス柱など、ダイヤフラム溶接 H A Z (エレクトロスラグ溶接 H A Z) の韌性が要求される高強度厚鋼板に好適である。

30

【 0 0 5 8 】

建築物の大型化、建造の高能率化、安全性の向上に伴い、溶接構造物用の厚鋼板に対する要求が高度化している。そのため、本実施形態に係る大入熱溶接用高強度鋼板は、強度の観点から、板厚は 4 0 ~ 1 0 0 m m、降伏強度は 6 3 0 ~ 7 5 0 M P a であることが好ましい。また、引張強さは 7 8 0 ~ 9 3 0 M P a であることが好ましい。また、加工性の観点から、降伏比は 8 5 % 以下であることが好ましい。

【 0 0 5 9 】

更に、建造の高能率化、地震時の破壊に対する安全性向上の観点から、大入熱溶接部の H A Z におけるシャルピー吸収エネルギー (試験温度 0) の平均値が 1 0 0 J 以上であることが好ましい。また、大入熱溶接部の H A Z におけるシャルピー吸収エネルギー (試験温度 - 2 0) の平均値は 2 7 J 以上であってもよく、 4 0 J 以上であってもよい。更に、大入熱溶接部の H A Z における破面遷移温度 (v T r s) が 0 以下であることがより好ましい。大入熱溶接とは、例えば、エレクトロスラグ溶接やサブマージアーク溶接が挙げられる。

40

【 0 0 6 0 】

本実施形態に係る大入熱溶接用高強度鋼板は、鋼板表面を起点として深さ方向に 3 m m までの領域 (表層領域と呼称する場合がある) において、ピッカース硬度の最大値 H v s が 3 2 0 以下であることが好ましい。表層領域のピッカース硬度の最大値 H v s が 3 2 0

50

超である場合、曲げ応力や引張応力が加わった際に亀裂が生じ易くなるためである。

また、本実施形態に係る大入熱溶接用高強度鋼板は、ビッカース硬度の最大値 Hv_s と鋼板 1 / 4 厚位置におけるビッカース硬度 Hv_q との差 Hv が 70 以下であることが好ましい。

【0061】

次に、本実施形態に係る大入熱溶接用高強度鋼板の製造方法を説明する。

【0062】

本実施形態に係る大入熱溶接用高強度鋼板は、鋼を溶製し、鑄造して鋼片を製造し、得られた鋼片に熱間圧延を施して製造される。鋼片の製造方法は限定されず、公知の方法で製造すればよい。例えば、鋼片は、転炉、電気炉等の通常の精錬プロセスで溶製した後、連続鑄造法、造塊 - 分塊法等の公知の方法で製造される。鋼片は、熱間圧延を施された後、そのまま水冷等の制御冷却を施されるか、又は空冷された後、熱処理を施されてもよい。また、鋼片は、鋼の溶製及び鑄造によって製造された後、そのまま熱間圧延を施されてもよい。ただし、後述するように、鋼片は、好ましくは、鑄造後に冷却され、 A_{c3} 以上の温度に再加熱されて、熱間圧延を施される。

10

【0063】

以下、本実施形態に係る大入熱溶接用高強度鋼板の好ましい製造条件について説明する。

【0064】

上述した化学成分から構成され、連続鑄造法によって製造された厚み 200 mm 以上の鋼片は、一旦、400 以下に冷却される。その後、鋼片は、900 以上 1250 以下の温度域に加熱され、熱間圧延を施されて、板厚が 40 mm 以上、100 mm 以下の鋼板が製造される。鋼板は、必要に応じて各種の熱処理が施される。

20

【0065】

連続鑄造後の鋼片は、400 以下に冷却せずにホットチャージで加熱炉に装入されると、鑄造時に生成した粗大な組織が加熱後の鋼片にも残存し、鋼板の組織が十分に微細化せず低温靱性が劣化する場合がある。そのため、連続鑄造後の鋼片は、一旦、400 以下まで冷却されることが好ましい。

【0066】

鋼片の加熱温度は、鑄造後の鋼片に析出した BN を溶体化するために、好ましくは 900 以上である。加熱された鋼片中の N は、熱間圧延時に A_{1N} として固定され、 BN の生成が抑制される。その結果、鋼板において、鋼の焼入れ性を向上させる固溶 B が十分に確保される。一方、鋼片の加熱温度は、粒の粗大化を抑制して、熱間圧延後の金属組織を微細化させて、低温靱性の劣化を抑制するという観点から、1250 以下であることが好ましい。加熱温度は、より好ましくは 1200 以下である。

30

【0067】

なお、熱間圧延後に直接焼入れする場合は、熱間圧延の終了温度（仕上げ温度）は、オーステナイト（ ）単相域、すなわちフェライト変態が開始する A_{r3} 変態点以上であることが好ましい。熱間圧延の終了温度は、さらに好ましくは 750 以上、900 以下である。 A_{r3} 変態点（ ）は以下の（7）式によって求めることができる。

【0068】

$$A_{r3} \text{ 変態点 ()} = 868 - 396 \times C + 24.6 \times Si - 68.1 \times Mn - 36.1 \times Ni - 20.7 \times Cu - 24.8 \times Cr + 29.1 \times Mo \dots (7)$$

40

【0069】

ここで、上記（7）式中の C 、 Si 、 Mn 、 Ni 、 Cu 、 Cr 、 Mo は質量 % で表した各元素の鋼板中の含有量であり、含有しない元素の項には 0 を代入する。

【0070】

熱間圧延後、空冷あるいは直接焼入れを行い、各種の熱処理を施すことで母材の材質を造り込む。熱間圧延後に空冷する場合は、その後に 単相域まで再加熱して焼入れし、このときに B の焼入れ効果を発揮させる。一方、熱間圧延後に直接焼入れする場合は、上記のとおり、熱間圧延を 単相域で終え、引き続く水冷で B の焼入れ効果を発揮させる。こ

50

のとき、熱間圧延終了時に鋼板の表層部の温度が / フェライト () の二相域であっても、板厚内部の温度が 単相域であれば問題はない。

【 0 0 7 1 】

これらの焼入れ処理が施された鋼板は、安定的に低い降伏比を得るために、 とフェライト () とが共存する二相域への再加熱とこれに続く焼入れ (二相域熱焼入れ) が施される場合がある。ここで二相域とは $A c_1$ 変態点以上 $A c_3$ 変態点未満であり、 $A c_1$ 変態点及び $A c_3$ 変態点は、それぞれ、以下の (8) 式及び (9) 式によって求めることができる。

【 0 0 7 2 】

$A c_1$ 変態点 () = $723 + 29.1Si - 10.7Mn - 16.9Ni + 6.38W + 16.9Cr \dots$ (8) 10

$A c_3$ 変態点 () = $910 - 203C + 44.7Si - 30Mn - 400Al - 15.2Ni + 104V + 31.5Mo + 13.1W + 11Cr + 20Cu - 700P - 400Ti \dots$ (9)

ここで、上記 (8) 式及び (9) 式中の Si 、 Mn 、 Ni 、 W 、 Cr 、 C 、 Al 、 V 、 Mo 、 Cu 、 P 、 Ti は質量%で表した各元素の鋼板中の含有量であり、含有しない元素の項には 0 を代入する。

【 0 0 7 3 】

さらに、鋼板の強度、降伏比、靱性を最終的に調整するために、鋼板には焼戻しが施される場合がある。焼戻しを実施する場合には、焼戻し温度を $350 \sim 600$ とすることが好ましい。 20

【 0 0 7 4 】

ここで、上述した熱間圧延の仕上げ温度、焼入れ温度、二相域焼入れ温度、および焼戻し温度はすべて、板厚方向中心部 (板厚内部) での温度を指す。板厚内部の温度は、放射温度計で測定した鋼板表面の温度から、伝熱計算によって求めることができる。

【 0 0 7 5 】

以上の製法によって本実施形態に係る大入熱溶接用高強度鋼板を製造することができる。

【 0 0 7 6 】

本実施形態に係る大入熱溶接用高強度鋼板によれば、エレクトロスラグ溶接やサブマージアーク溶接など、溶接入熱量が 50 kJ/mm を超えるような大入熱溶接を施しても良好な HAZ 靱性を確保することができる。 30

【 0 0 7 7 】

また、本実施形態に係る大入熱溶接用高強度鋼板は、好ましくは、降伏強度が 630 MPa 以上、大入熱溶接部 (例えば、エレクトロスラグ溶接部) の HAZ におけるシャルピー吸収エネルギー (試験温度 0) の平均値が 100 J 以上である高強度鋼板を安定して供給できる。そのため、本実施形態に係る大入熱溶接用高強度鋼板は建築鉄骨に好適であり、建築物の高層化や大スパン化の進行を促進させることができる上、さらに建設効率と耐震安全性を高めることができる。

【実施例】

【 0 0 7 8 】

以下に本発明の実施例を示す。ただし、以下に示す実施例は本発明の一例であり、本発明は以下に説明する実施例に制限されるものではない。 40

【 0 0 7 9 】

転炉による鋼の溶製、連続鋳造によって製造された鋼片の厚さは 300 mm である。なお、鋼片は、連続鋳造後、室温まで冷却されており、 1000 以上、 1200 以下の温度範囲内に再加熱され、熱間圧延が施された。なお、熱間圧延の仕上げ温度は 700 以上、 900 以下である。

【 0 0 8 0 】

次に、熱間圧延後の鋼板は、表 2 - 1 に示す条件にて熱処理が施された。表 2 - 1 において、「焼入れ温度」とは空冷後に 単相域 ($A c_3$ 変態点以上) まで再加熱して焼入れ 50

した場合の焼入れ温度であり、「二相域焼入れ温度」とは、水冷もしくは 単相域まで再加熱して焼入れした後に、 γ/α 2相域 ($A c_1$ 変態点以上 $A c_3$ 変態点未満) まで再加熱して焼入れした場合の焼入れ温度を示す。

【0081】

このようにして製造された厚鋼板から試料が採取され、化学分析が行われた。各厚鋼板の化学成分は表1-1及び表1-2に示されており、板厚は表2-1に示されている。なお、表1-2中に示す炭素当量 C_{eqWES} 、 C_{eqIIW} 、 DI は、それぞれ下記(10)式、(11)式、(12)式により求めた。

【0082】

$$C_{eqWES}(\%) = C + Mn/6 + Si/24 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/14 \dots (10) \quad 10$$

【0083】

$$C_{eqIIW}(\%) = C + Mn/6 + Cu/15 + Ni/15 + Cr/5 + Mo/5 + V/5 \dots (11)$$

【0084】

$$DI(\text{inch}) = 0.5 \times f_B \times C^{0.5} \times (1 + 0.64 \times Si) \times (1 + 4.1 \times Mn) \times (1 + 0.27 \times Cu) \times (1 + 0.52 \times Ni) \times (1 + 2.33 \times Cr) \times (1 + 3.14 \times Mo) \dots (12)$$

【0085】

ここで、上記(10)～(12)式中の C 、 Mn 、 Si 、 Ni 、 Cr 、 Mo 、 V 、 Cu は質量%で表した各元素の鋼板中の含有量であり、含有しない元素の項には0を代入する。 B の含有量が0.0004%以下のときは $f_B = 1.0$ とし、 B の含有量が0.0004%超0.0050%以下のときは $f_B = 1.3$ とする。 20

【0086】

<母材の機械的性質>

母材の機械特性の評価、すなわち、引張試験及びシャルピー衝撃試験に用いた試験片は、厚鋼板の板厚の1/4の位置から採取された。

【0087】

引張試験は、 $JIS Z 2241:2011$ に準拠し、2本の試験片を用いて行われた。 YS (0.2%降伏強度)及び TS (引張強度)は、それぞれ、2本の試験片の平均値である。 YR (降伏比)は、 TS に対する YS の割合であり、百分率、すなわち、 $100 \times (YS/TS)$ で表される。 YR (降伏比)の単位は%である。 30

【0088】

シャルピー衝撃試験は、 $JIS Z 2242:2018$ に準拠し、3本のVノッチ試験片を用いて行われ、吸収エネルギーが測定された。試験温度は0℃である。得られた3本の吸収エネルギーの平均値(相加平均)を、母材の吸収エネルギー(vE_0)とした。

【0089】

表層硬度 Hvs は、鋼板のL断面(圧延方向に並行、板厚面)を機械研磨し、鋼板表面から板厚方向に3mm以内の位置において、 $JIS Z 2244$ に準拠したピッカース硬度(測定荷重10kgf)を3点測定し、その平均値を求めた。 40

【0090】

硬度差 Hv は、下記(13)式にて計算される。なお、 Hvq は鋼板のL断面(圧延方向に並行、板厚面)を機械研磨し、鋼板表面から板厚方向に1/4厚位置において、 $JIS Z 2244$ に準拠したピッカース硬度(測定荷重10kgf)を3点測定し、その平均値とした。

【0091】

$$Hv = Hvs - Hvq \dots (13)$$

【0092】

<溶接継手のHAZ靱性>

溶接継手のHAZ靱性の評価は、エレクトロスラグ溶接法(ESW)によって作製され 50

た各厚鋼板の溶接継手を用いて行われた。

【0093】

エレクトロスラグ溶接法（ESW）によって、図1に例示されるT字継手が作製された。溶接は1パスで行われ、溶接入熱量が70～150kJ/mmである大入熱溶接が適用された。入熱量は、図1に示すT字継手の溶接全長における入熱量の平均値である。

【0094】

図1のT字継手は、ESWによって次のようにして作製される。まず、厚鋼板からなるスキムプレート1に、間隙をあけて厚鋼板からなるダイヤフラム2をT字状に配置し、さらに前記間隙をスキムプレート1長手方向から挟むようにダイヤフラム2に沿わせて裏当金3、4を配置し、この裏当金3、4により溶接時の熔融スラグと熔融金属が溶接部から流れ出ないように前記間隙を囲む。そして、この間隙内部において、熔融したスラグ浴の中に溶接ワイヤを供給し、主として熔融スラグの抵抗熱によって溶接ワイヤを熔融させ、溶接金属部5を形成することでT字継手が作製される。このT字継手の溶接部において、ダイヤフラム2の板厚中心線に沿ってシャルピー衝撃試験用の試験片7を採取した。具体的には、図1に示すように、溶接金属部5から溶解融線（FL）を超えてスキムプレート1側の溶接熱影響部（HAZ）6を通過してスキムプレート1の内部側に至る部位から試験片7を採取した。スキムプレート1とダイヤフラム2は同鋼種として、板厚は同一とした。

10

【0095】

結晶粒径は、FLのHAZ側の結晶粒径である。試験片7のL断面において、FLからHAZ側0.5mmまでの範囲をEBSD（電子線後方散乱回折装置）を用いて結晶方位を測定する。結晶粒径は、結晶粒界を15°大角粒界と定義したとき、円相当直径1μm超の結晶粒の中で、円相当直径が上位0.2%以内の結晶粒の円相当直径を平均した値とする。

20

【0096】

dMAは、MA（Martensite - Austenite Constituent）の円相当直径である。結晶粒径を測定した試料と同じ断面でMAを現出させ、円相当直径0.5μm超のMAの中で、円相当直径が上位1%以内のMAの円相当直径を平均した値とする。MAの現出には、レペラーエッチングした後、画像処理により二値化し、MAを測定する方法、EBSDによりオーステナイト相を測定する方法が考えられる。

30

【0097】

図1に示す要領で採取した試験片7に対し、融合部（FL）上にノッチを入れVノッチ試験片とした。各Vノッチ試験片を用いて、0及び-20で、JIS Z 2242に準拠してシャルピー衝撃試験を行った。3本の試験を行い、吸収エネルギーの平均値（相加平均）を採用した。表2-1及び表2-2に厚鋼板の板厚t、母材の機械的性質、エレクトロスラグ溶接継手のHAZ靱性を示す。なお、「vE0@FL」は、ノッチ位置をFL上とした場合の0での試験結果であり、「vE-20@FL」は、ノッチ位置をFL上とした場合の-20での試験結果である。

【0098】

更に、図1に示す要領で採取した試験片7に対し、融合部（FL）上にノッチを入れVノッチ試験片とし、各Vノッチ試験片を用いて、破面遷移温度（vTrs）を測定した。破面遷移温度（vTrs）の評価は、JIS Z 2242：2005に準拠した。

40

【0099】

表2-1及び表2-2に示すように、本発明例は、板厚40～100mmの鋼板において、630MPa以上の降伏強度（YS）と、85%以下の降伏比（YR）とを有し、さらにESW継手とした際、0で100J以上の優れたHAZ靱性を有していた。また、本発明鋼では、試験温度-20とした場合でも、27J以上の非常に優れたHAZ靱性を有していた。

【0100】

また、P量を0.003～0.010%の範囲にした発明例1～10、12、13は、

50

さらに E S W 継手とした際に、破面遷移温度 (v T r s) が 0 以下となり、より優れた H A Z 靱性を有していた。一方、P 量を 0 . 0 0 2 % にした発明例 1 1 は、破面遷移温度 (v T r s) が僅かに劣った。

【 0 1 0 1 】

一方、表 1 - 1、表 1 - 2、表 2 - 1 及び表 2 - 2 に示すように、比較例は化学成分が本発明の範囲から外れているため、母材の機械的性質、E S W 継手の H A Z 靱性が劣っていた。

【 0 1 0 2 】

比較例 1 は N i 量が低すぎるために、比較例 3 は S i 量が高すぎるために、H A Z 靱性が劣っていた。

比較例 2 は C 量が高すぎるために、また、比較例 8 は D I が高すぎるために、引張強度が過剰であり、表層硬度及び硬度差が大きく、かつ、H A Z 靱性が劣っていた。

比較例 4 は M n 量及び P 量が高すぎるために H A Z 靱性が劣っていた。

比較例 5 は S 量及び A l 量が高すぎるために、また、比較例 6 は N 量が高すぎ、かつ、C e q W E S が低すぎるために H A Z 靱性が劣っていた。

比較例 7 は C e q W E S , C e q I I W 及び D I が低すぎるために、また、比較例 9 は C e q W E S が低すぎるために、表層硬度及び硬度差が大きく、かつ、H A Z 靱性が劣っていた。

比較例 1 0 は C 量及び C e q W E S が高すぎるために、表層硬度及び硬度差が大きく、かつ、H A Z 靱性が劣っていた。

比較例 1 1 は A l 量が高すぎるために、H A Z 靱性が劣っていた。

【 0 1 0 3 】

10

20

30

40

50

【表 1 - 1】

	化学成分(質量%) 残部:Fe及び不純物												
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Nb	V	W	Ti
発明例1	0.08	0.30	0.8	0.008	0.005	0.5	7.0	0.5	0.5	0.020	0.05		0.01
発明例2	0.12	0.13	0.3	0.007	0.003		5.2	1.3	1.0	0.017	0.04		
発明例3	0.10	0.20	0.9	0.005	0.002	0.2	3.5	0.8	0.5		0.04		0.008
発明例4	0.08	0.07	1.0	0.005	0.003	1.9	2.6	0.8	0.7	0.010	0.04		
発明例5	0.08	0.02	0.9	0.005	0.002	1.5	2.7	0.5	0.8		0.03		0.014
発明例6	0.10	0.30	0.4	0.004	0.004	1.8	5.1	0.6	0.7	0.017	0.04		0.01
発明例7	0.12	0.07	0.7	0.005	0.002	0.9	2.5	0.9	1.2		0.08		0.018
発明例8	0.14	0.05	1.0	0.003	0.003	2.0	3.0	1.5			0.04		0.008
発明例9	0.10	0.02	0.9	0.007	0.002	1.0	6.0		1.8		0.04		0.014
発明例10	0.10	0.10	0.9	0.005	0.002	2.0	6.5	0.4	0.7	0.008			0.006
発明例11	0.09	0.30	1.0	0.002	0.004	0.8	3.1	0.3	0.9	0.020			0.010
発明例12	0.09	0.02	0.8	0.005	0.002	1.6	3.8	0.5	0.8		0.03		0.012
発明例13	0.10	0.02	0.9	0.005	0.002	1.5	3.3	0.5	0.8		0.03	0.25	0.011
比較例1	0.10	0.20	0.9	0.005	0.004	0.2	<u>2.4</u>	1.0	0.8		0.04		0.008
比較例2	<u>0.16</u>	0.02	0.7	0.005	0.002	1.2	6.0		1.1		0.04		0.014
比較例3	0.09	<u>0.40</u>	0.9	0.005	0.002	1.5	5.0	0.3	0.9				
比較例4	0.10	0.20	<u>1.1</u>	<u>0.012</u>	0.002	1.0	2.8	0.4	1.0				
比較例5	0.12	0.20	0.9	0.005	<u>0.006</u>	1.5	2.8	0.4	1.0				
比較例6	0.10	0.10	0.9	0.005	0.003	2.0	4.0	0.4	0.5		0.04		0.008
比較例7	0.10	0.05	0.9	0.005	0.003	0.6	3.0	0.4	0.7	0.006			0.008
比較例8	0.14	0.20	0.9	0.005	0.002	1.5	2.8	0.8	0.9				
比較例9	0.11	0.20	0.9	0.005	0.002	1.5	3.4	0.5	0.5				
比較例10	<u>0.15</u>	0.30	0.4	0.004	0.0042	1.0	2.5	0.8	1.8	0.017	0.04		0.01
比較例11	0.09	0.20	0.9	0.005	0.003	0.9	2.7	0.4	1.0		0.06		

下線部は本発明の範囲外であることを示す。

【 0 1 0 4 】

10

20

30

40

50

【表 1 - 2】

	化学成分(質量%) 残部:Fe及び不純物								Ceq WES (%)	Ceq IIW (%)	DI (inch)
	B	Al	N	O	Mg	Ca	REM	Zr			
発明例1		0.08	0.005	0.0026		0.002			0.629	0.923	21.1
発明例2		0.04	0.004	0.0017	0.002	0.001			0.818	0.985	25.8
発明例3		0.06	0.006	0.0031		0.002			0.634	0.765	18.3
発明例4		0.04	0.004	0.0025					0.652	0.855	24.6
発明例5	0.0005	0.09	0.005	0.0011		0.002	0.004		0.600	0.776	22.4
発明例6		0.04	0.004	0.0029		0.003			0.605	0.895	20.7
発明例7		0.03	0.004	0.0044					0.788	0.899	29.6
発明例8		0.04	0.003	0.0021		0.002			0.687	0.948	17.4
発明例9	0.0012	0.10	0.005	0.0023		0.002			0.854	1.085	34.0
発明例10		0.03	0.002	0.0035			0.003		0.672	1.037	32.9
発明例11		0.06	0.003	0.0023		0.002			0.632	0.757	18.8
発明例12		0.04	0.004	0.0012		0.002		0.0025	0.621	0.849	21.1
発明例13		0.03	0.005	0.0015		0.002			0.635	0.836	21.8
比較例1		0.04	0.005	0.0026		0.002			0.721	0.791	23.2
比較例2	0.0012	0.06	0.005	0.0017		0.002			0.705	0.985	24.8
比較例3		0.04	0.005	0.0021	0.003	0.002			0.667	0.913	29.1
比較例4	0.002	0.04	0.005	0.0031		0.002			0.692	0.817	31.9
比較例5	0.001	<u>0.12</u>	0.005	<u>0.0062</u>	0.003	0.002			0.678	0.837	32.9
比較例6		0.04	<u>0.007</u>	0.0031		0.002			<u>0.562</u>	0.838	18.6
比較例7		0.04	0.0058	0.0028		0.001			<u>0.582</u>	<u>0.710</u>	<u>14.1</u>
比較例8		0.04	0.005	0.0011	0.003	0.002			0.753	0.917	<u>37.4</u>
比較例9	0.002	0.06	0.005	0.0029	0.003				<u>0.578</u>	0.787	24.7
比較例10		0.04	0.0044	0.0044		0.002			<u>0.905</u>	0.978	33.9
比較例11	0.001	<u>0.13</u>	0.005	0.0023	0.003	0.002			0.650	0.772	24.7

下線部は本発明の範囲外であることを示す。

【 0 1 0 5 】

10

20

30

40

50

【表 2 - 1】

	板厚 (mm)	加熱 温度 (°C)	圧延完了 温度 (°C)	水冷 あり/なし	焼入れ 温度 (°C)	二相域 焼入れ温度 (°C)	焼戻し 温度 (°C)
発明例1	50	1150	830	なし	900	775	600
発明例2	100	1150	840	なし	950	810	550
発明例3	80	1150	900	なし	900	790	450
発明例4	50	1150	900	なし	900	775	600
発明例5	80	1150	830	あり	950	820	550
発明例6	50	1150	850	なし	900	760	500
発明例7	40	1200	900	なし	1000	730	550
発明例8	90	1200	900	なし	950	825	600
発明例9	70	1150	870	なし	900	760	500
発明例10	80	1150	830	なし	900	740	550
発明例11	50	1150	850	なし	900	725	500
発明例12	70	1150	830	あり	950	760	550
発明例13	60	1150	830	あり	950	750	550
比較例1	50	1150	850	なし	900	770	500
比較例2	40	1200	900	あり	900	760	500
比較例3	90	1150	900	なし	900	820	500
比較例4	80	1200	860	なし	950	790	500
比較例5	50	1150	900	なし	900	750	550
比較例6	40	1150	850	なし	900	740	550
比較例7	90	1150	900	なし	950	825	400
比較例8	70	1150	900	なし	900	740	500
比較例9	80	1150	870	あり	1000	810	400
比較例10	50	1150	830	なし	950	750	550
比較例11	60	1150	900	なし	900	770	550

10

20

30

【 0 1 0 6 】

40

50

【表 2 - 2】

	鋼板の機械的特性							ESW継手 HAZ				
	降伏強度 (MPa)	引張強度 (MPa)	YR(%)	vE0(J)	表面硬度 Hvs	1/4t硬度 Hvq	硬度差 ΔHv	結晶粒径 (μm)	dMA(%)	0	-20	vTrs (°C)
発明例1	682	878	77.7	212	275	237	38	101	1.9	140	60	-10
発明例2	706	869	81.2	213	317	260	57	85	1.4	116	57	-4
発明例3	675	846	79.9	215	315	248	66	114	2.2	145	85	-11
発明例4	682	878	77.7	212	275	237	38	89	1.6	124	68	-6
発明例5	649	839	77.3	216	282	237	45	96	1.8	127	66	-7
発明例6	672	831	80.9	217	307	248	59	103	2.0	113	53	-3
発明例7	706	869	81.2	213	317	260	57	79	1.0	107	44	-2
発明例8	740	907	81.6	209	311	271	40	118	2.3	141	82	-10
発明例9	672	831	80.9	217	307	248	59	68	0.6	113	53	-3
発明例10	669	817	82.0	218	300	248	51	70	0.7	114	50	-3
発明例11	654	805	81.2	219	298	243	56	111	2.2	112	41	3
発明例12	645	812	79.4	192	301	256	45	91	1.2	144	76	-15
発明例13	652	839	77.7	210	311	276	35	99	2.0	122	61	-5
比較例1	672	831	80.9	217	307	248	59	93	1.7	45	15	14
比較例2	782	988	79.2	201	359	282	77	88	1.5	96	34	1
比較例3	654	805	81.2	219	298	243	56	77	1.1	71	22	7
比較例4	672	831	80.9	217	307	248	59	72	0.8	62	13	10
比較例5	706	869	81.2	213	317	260	57	70	0.7	61	23	10
比較例6	701	891	78.7	211	300	248	51	112	2.2	48	14	13
比較例7	678	860	78.9	214	322	248	74	142	2.7	51	20	12
比較例8	916	1121	81.7	188	342	271	71	63	0.2	26	8	18
比較例9	697	887	78.6	211	331	254	77	89	1.6	49	13	13
比較例10	761	948	80.3	205	343	277	66	68	0.6	42	12	14
比較例11	688	823	83.6	187	299	274	25	89	1.6	44	17	14

【産業上の利用可能性】

【0107】

本発明は、鉄鋼業において製造される厚鋼板に適用される。また、本発明は、厚鋼板以外の鉄鋼製品、たとえば形鋼などへ適用することも可能である。本発明を適用した高強度で厚手の厚鋼板は、主に高層建築の鉄骨として使用され、特に、4枚のスキンプレートと内部に配置されたダイヤフラムで概略構成され四面ボックス柱の鉄骨として好適である。四面ボックス柱の各部材の接合では、溶接入熱の大きい、いわゆる大入熱溶接が行われる。例えば、ダイヤフラムをスキンプレートに取り付けるダイヤフラム溶接や、スキンプレートを組み立てる角溶接には、それぞれエレクトロスラグ溶接やサブマージアーク溶接などの高能率な大入熱溶接が適用される。また、本発明に係る大入熱溶接用高強度鋼板は、橋梁、造船、タンク、海洋構造物、ラインパイプなどの溶接構造物に使用することも可能である。

【0108】

10

20

30

40

50

本発明に係る大入熱溶接用高強度鋼板は、高強度で厚手の厚鋼板に対して、溶接施工能率の高い大入熱溶接を施し、H A Z 靱性の要求レベルが高い場合に好適である。具体的には、本発明に係る高強度鋼板は、降伏強度が 6 3 0 M P a 以上、板厚が 4 0 ~ 1 0 0 m m 、エレクトロスラグ溶接部（ボックス柱ダイヤフラム溶接部）の H A Z におけるシャルピー吸収エネルギー（試験温度 0 ）の平均値が 1 0 0 J 以上である、大入熱溶接用厚鋼板である。したがって、本発明に係る大入熱溶接用高強度鋼板は、建築鉄骨四面ボックス柱ダイヤフラム溶接 H A Z （エレクトロスラグ溶接 H A Z ）の靱性が要求される高強度厚鋼板に好適である。

【符号の説明】

【 0 1 0 9 】

- 1 . . . スキンプレート
- 2 . . . ダイヤフラム
- 3、4 . . . 裏当金
- 5 . . . 溶接金属部
- 6 . . . 溶接熱影響部（H A Z）
- 7 . . . 試験片

10

20

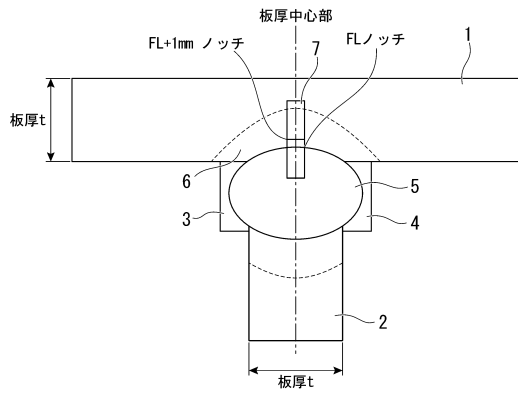
30

40

50

【図面】

【図 1】



10

20

30

40

50

フロントページの続き

- 東京都千代田区丸の内二丁目 6 番 1 号 日本製鉄株式会社内
 (72)発明者 古川 洋嗣
- 東京都千代田区丸の内二丁目 6 番 1 号 日本製鉄株式会社内
 (72)発明者 高 平 信幸
- 東京都千代田区丸の内二丁目 6 番 1 号 日本製鉄株式会社内
 (72)発明者 音松 侑貴
- 東京都千代田区丸の内二丁目 6 番 1 号 日本製鉄株式会社内
 (72)発明者 篠原 康浩
- 東京都千代田区丸の内二丁目 6 番 1 号 日本製鉄株式会社内
 (72)発明者 渡部 義之
- 東京都千代田区丸の内二丁目 6 番 1 号 日本製鉄株式会社内
 審査官 鈴木 毅
- (56)参考文献 特開平 1 0 - 1 2 1 1 3 1 (J P , A)
 特開昭 6 2 - 2 3 8 3 5 6 (J P , A)
 特開 2 0 0 9 - 0 5 0 8 6 7 (J P , A)
 特開平 0 9 - 0 1 3 1 2 3 (J P , A)
 特開 2 0 1 5 - 0 8 9 9 4 8 (J P , A)
 特開 2 0 0 1 - 0 0 1 1 4 8 (J P , A)
 特開平 0 8 - 2 7 7 4 4 0 (J P , A)
 特開平 0 2 - 1 4 1 5 2 8 (J P , A)
 特開昭 6 3 - 0 7 9 9 2 1 (J P , A)
 特開 2 0 0 2 - 2 5 6 3 8 0 (J P , A)
 中国特許出願公開第 1 0 2 8 3 9 3 3 0 (C N , A)
- (58)調査した分野 (Int.Cl. , D B 名)
 C 2 2 C 3 8 / 0 0 - 3 8 / 6 0
 C 2 1 D 8 / 0 0 - 8 / 0 4