

(19)日本国特許庁(JP)

(12)特許公報(B2)

(11)特許番号
特許第7381838号
(P7381838)

(45)発行日 令和5年11月16日(2023.11.16)

(24)登録日 令和5年11月8日(2023.11.8)

| | | | | | |
|------------|-------|-----------|---------|-------|---------|
| (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 | 38/54 | |
| C 2 1 D | 8/02 | (2006.01) | C 2 1 D | 8/02 | B |

請求項の数 3 (全23頁)

| | | | |
|----------|----------------------------------|----------|-------------------|
| (21)出願番号 | 特願2019-112152(P2019-112152) | (73)特許権者 | 000006655 |
| (22)出願日 | 令和1年6月17日(2019.6.17) | | 日本製鉄株式会社 |
| (65)公開番号 | 特開2020-204072(P2020-204072 A) | | 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 |
| (43)公開日 | 令和2年12月24日(2020.12.24) | (74)代理人 | 100149548 |
| 審査請求日 | 令和4年2月3日(2022.2.3) | | 弁理士 松沼 泰史 |
| 前置審査 | | (74)代理人 | 100140774 |
| | | | 弁理士 大浪 一徳 |
| | | (74)代理人 | 100134359 |
| | | | 弁理士 勝俣 智夫 |
| | | (74)代理人 | 100188592 |
| | | | 弁理士 山口 洋 |
| | | (74)代理人 | 100217249 |
| | | | 弁理士 堀田 耕一郎 |
| | | (74)代理人 | 100221279 |
| | | | 弁理士 山口 健吾 |

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 鋼板

(57)【特許請求の範囲】

【請求項1】

質量%で、

- C : 0.13%以上、0.18%以下、
- Mn : 0.5%以上、1.5%以下、
- Ni : 1.4%以上、3.0%以下、
- Al : 0.05%以上、0.20%以下、
- B : 0.0003%以上、0.0030%以下、
- Cu : 0%以上、2.0%以下、
- Cr : 0%以上、1.0%以下、
- Mo : 0%以上、1.0%以下、
- W : 0%以上、1.0%以下、
- Co : 0%以上、1.0%以下、
- Nb : 0%以上、0.10%以下、
- V : 0%以上、0.10%以下、
- Ca : 0%以上、0.005%以下、
- Mg : 0%以上、0.005%以下、
- REM : 0%以上、0.005%以下、
- Zr : 0%以上、0.005%以下

を含有し、

Si : 0.30%以下、
 P : 0.015%以下、
 S : 0.005%以下、
 Ti : 0.004%以下、
 O : 0.0040%以下、
 N : 0.0100%以下

に制限し、

残部がFe及び不純物からなり、

Mn及びNiの含有量の比Mn/Niが0.80以下であり、

下記(1)式で計算される炭素当量CeqWESが0.43%以上、0.51%以下で
 あり、

板厚が50~100mmであり、

降伏強度が630MPa以上であり、

溶接入熱量が70~150kJ/mmの範囲である溶接部の溶接熱影響部における試験温度0のシャルピー吸収エネルギーの平均値が70J以上である鋼板。

$CeqWES = C + Mn / 6 + Si / 24 + Ni / 40 + Cr / 5 + Mo / 4 + V / 14 \dots (1)$

ここで、(1)式中の、C、Mn、Si、Ni、Cr、Mo、Vは各元素の含有量[質量%]であり、含有しない元素の項には0を代入する。

【請求項2】

更に、質量%で、

Cu : 0.1%以上、2.0%以下、
 Cr : 0.1%以上、1.0%以下、
 Mo : 0.1%以上、1.0%以下、
 W : 0.1%以上、1.0%以下、
 Co : 0.1%以上、1.0%以下、
 Nb : 0.005%以上、0.10%以下、
 V : 0.005%以上、0.10%以下

の1種又は2種以上を含有する、請求項1に記載の鋼板。

【請求項3】

更に、質量%で、

Ca : 0.0001%以上、0.005%以下、
 Mg : 0.0001%以上、0.005%以下、
 REM : 0.0001%以上、0.005%以下、
 Zr : 0.0001%以上、0.005%以下

の1種又は2種以上を含有する、請求項1又は請求項2に記載の鋼板。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、大入熱溶接が適用される高強度の鋼板に関するものである。

【背景技術】

【0002】

近年、高層建築に代表される溶接構造物の鉄骨に対する要求は、建築物の大型化、建造の高能率化、地震時の破壊に対する安全性(耐震性)の向上の観点から、高度化している。そして、溶接構造物の鉄骨に使用される厚鋼板には、高強度化、厚手化に加えて、大入熱溶接HAZの靱性の確保が求められている。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)のことを意味する。以下、大入熱溶接HAZを単に、大入熱HAZという場合がある。大入熱溶接とは、大入熱の溶接であり、高能率なエレクトロスラグ溶接やサブマージアーク溶接などが例として挙げられる。

10

20

30

40

50

【0003】

従来、高強度厚鋼板に上述の大入熱溶接を適用する場合、HAZにおいて良好な靱性を確保することは困難であるとされていた。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、溶融線(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以下である。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】

このような問題に対して、厚鋼板に降伏比を低減させる2相域焼入れ処理を施し、フェライトとオーステナイトの境界にMn、Cu、Ni等の合金元素を分布させることで、大入熱溶接HAZの靱性を改善した引張強度780MPa級厚鋼板が提案されている(例えば、特許文献1、参照)。この技術は、焼入れ性を高める合金元素の濃淡を生じさせて、HAZにおいて、合金濃度が低い領域に粒内ベイナイトを核生成させて組織を微細化し、靱性を高めるものである。

【0005】

また、Vの炭窒素化物(V(C、N))を利用して、HAZにおいて粒内フェライトを生成させ、組織を微細化することで靱性を高めた、降伏強度が325~500MPa級の厚鋼板が提案されている(例えば、特許文献2、参照)。この技術は、Nの含有量を低減し、Cの含有量を増加させ、大入熱HAZにV(C、N)を析出させるための析出核としてMnSを利用するものである。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0006】

【文献】特開2010-280976号公報

【文献】特開2007-327099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

【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」、日本建築学会大会学術講演梗概集、2012年、No.1017

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0008】

鋼板の高強度化を図るためには、鋼の焼入れ性の指標である炭素当量CeqWESを高めることが有効である。しかし、MnやNiなどの合金元素の含有量を増加させると、大入熱HAZはベイナイトが主体の硬化組織となり、脆化相であるマルテンサイト・オーステナイト混合相(Martensite - Austenite constituent、MA)の生成が促進される。MAの生成は、鋼板に含まれるMnやNiなどの合金元素が局所的に濃化して形成されるミクロ偏析部に起因する。ミクロ偏析部は溶接熱影響によって加熱され、冷却された後、相変態によってMAとなる。MAは硬い相であり、破壊の起点となってHAZ靱性を低下させる。

【0009】

また、大入熱HAZは高温に加熱されるため、オーステナイトの粒成長が促進され、鋼の結晶粒が粗大化する。更に、合金元素の含有量を増加させるとHAZが硬化する。これらもHAZ靱性を低下させる原因となる。このように、鋼板を高強度化するために炭素当量CeqWESを高めると、大入熱HAZにはMAが生成した粗大なベイナイト主体の組

10

20

30

40

50

織が形成されて靱性が低下しやすくなる。

【 0 0 1 0 】

以上のように、強度を高める合金元素であるMn及びNiを含有する厚鋼板の場合、大入熱HAZの靱性は、ミクロ偏析に起因するMAの生成、旧オーステナイトの粗大化、ベイナイトの硬化によって著しく低下する。そのため、従来の厚鋼板の成分設計の指針に基づいて、鋼板（母材）の高強度化と、大入熱溶接HAZの靱性の確保とを両立させることは困難であった。

【 0 0 1 1 】

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、大入熱溶接用の高強度の鋼板を提供することを課題とするものである。

10

【課題を解決するための手段】

【 0 0 1 2 】

本発明者らは、大入熱溶接HAZの脆化の原因と考えられる点、すなわち、(1)MAの形成、(2)ミクロンサイズの析出物・介在物、(3)HAZ硬さ、の各視点から鋼板（母材）の高強度化と大入熱溶接HAZの靱性の確保とを両立させるために検討を行った。

【 0 0 1 3 】

その結果、まず、原因(1)の対策として、鋼成分のMn/Niを0.80以下に制御し、かつCの含有量を0.12%以上に高めることが、MAの低減に有効であるという知見を得た。

【 0 0 1 4 】

次に、原因(2)の対策として、粗大なTiN及びアルミ系酸化物の生成を抑制するために、鋼成分のTiの含有量を0.004%以下、O（酸素）の含有量を0.004%以下に制御する必要があることがわかった。

20

【 0 0 1 5 】

更に、原因(3)の対策として、炭素当量CeqWESを0.51%以下に抑え、かつAlの含有量を増加させてBNの形成を抑制し、焼入れに寄与する固溶B量を確保することにより、母材の強度及び大入熱溶接HAZの靱性の確保の両立が可能となる、という新たな知見を得た。

【 0 0 1 6 】

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

【 0 0 1 7 】

[1] 質量%で、

- C : 0.13%以上、0.18%以下、
- Mn : 0.5%以上、1.5%以下、
- Ni : 1.4%以上、3.0%以下、
- Al : 0.05%以上、0.20%以下、
- B : 0.0003%以上、0.0030%以下、
- Cu : 0%以上、2.0%以下、
- Cr : 0%以上、1.0%以下、
- Mo : 0%以上、1.0%以下、
- W : 0%以上、1.0%以下、
- Co : 0%以上、1.0%以下、
- Nb : 0%以上、0.10%以下、
- V : 0%以上、0.10%以下、
- Ca : 0%以上、0.005%以下、
- Mg : 0%以上、0.005%以下、
- REM : 0%以上、0.005%以下、
- Zr : 0%以上、0.005%以下

を含有し、

40

50

Si : 0.30%以下、
 P : 0.015%以下、
 S : 0.005%以下、
 Ti : 0.004%以下、
 O : 0.0040%以下、
 N : 0.0100%以下

に制限し、

残部がFe及び不純物からなり、

Mn及びNiの含有量の比Mn/Niが0.80以下であり、

下記(1)式で計算される炭素当量CeqWESが0.43%以上、0.51%以下で
 あり、

板厚が50~100mmであり、

降伏強度が630MPa以上であり、

溶接入熱量が70~150kJ/mmの範囲である溶接部の溶接熱影響部における試験温度0のシャルピー吸収エネルギーの平均値が70J以上である鋼板。

$$CeqWES = C + Mn / 6 + Si / 24 + Ni / 40 + Cr / 5 + Mo / 4 + V / 14 \dots (1)$$

ここで、(1)式中の、C、Mn、Si、Ni、Cr、Mo、Vは各元素の含有量[質量%]であり、含有しない元素の項には0を代入する。

[2] 更に、質量%で、

Cu : 0.1%以上、2.0%以下、
 Cr : 0.1%以上、1.0%以下、
 Mo : 0.1%以上、1.0%以下、
 W : 0.1%以上、1.0%以下、
 Co : 0.1%以上、1.0%以下、
 Nb : 0.005%以上、0.10%以下、
 V : 0.005%以上、0.10%以下

の1種又は2種以上を含有する、[1]に記載の鋼板。

[3] 更に、質量%で、

Ca : 0.0001%以上、0.005%以下、
 Mg : 0.0001%以上、0.005%以下、
 REM : 0.0001%以上、0.005%以下、
 Zr : 0.0001%以上、0.005%以下

の1種又は2種以上を含有する、[1]又は[2]に記載の鋼板。

【発明の効果】

【0018】

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

【図面の簡単な説明】

【0019】

【図1】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】

【0020】

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。

【0021】

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。このように

10

20

30

40

50

して製造される鋼板は、鑄造時の凝固によって凝固組織の界面に形成されるミクロ偏析部を有している。このミクロ偏析部のMn、Niなどの合金元素の濃化は、溶接の熱影響のような短時間の加熱では解消され難い。そのため、C、Mn、Niを含有する鋼板に大入熱溶接を適用した場合、HAZのミクロ偏析部は、加熱によってCが濃化した残留オーステナイトとなり、冷却後に硬質のMAとなる。このようなMAは破壊の起点となってHAZの靱性を低下させるので、安定なオーステナイトの残留、換言すると残留オーステナイトの生成を抑制することが望ましい。そして、本発明者らは、検討の結果、MnはNiと比較して、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るという新たな知見を得た。

【0022】

上述したように、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されずに大入熱HAZが室温まで冷却されると、この残留オーステナイトがMAとなってHAZの靱性を劣化させる。Mnは、Niと比較すると、残留オーステナイトの分解を遅延させることから、MAの増加を招きやすいと考えられる。換言するに、NiはMnよりも大入熱HAZの靱性に及ぼす悪影響が小さいと考えられる。そこで、本発明者らは、鋼中のMnの含有量とNiの含有量とのバランスに着目し、両者の比率の適正化を図ることによって鋼の焼入れ性を高めつつMAの生成量を抑制できると考えた。具体的には、本発明者らは、鋼中のMnの含有量をNiの含有量で除した比である Mn/Ni が0.80以下になると、大入熱溶接のHAZにおけるMAの生成量が低減する現象を見出した。この現象は、残留オーステナイトが分解される際、すなわち残留オーステナイトがフェライトとセメンタイトに変態する際の異相界面におけるC原子の分配挙動に及ぼすMn原子とNi原子の分配挙動に起因すると推察される。

【0023】

更に、本発明者らは、大入熱溶接によって加熱された際に、ミクロ偏析部に濃化するCの含有量が多くなるほど、冷却時における残留オーステナイトの分解が促進され、大入熱HAZのMAの生成が抑制されることを見出した。このように、鋼中のCの含有量が多いほどHAZのMAが低減する現象は、残留オーステナイトからセメンタイトを生成させる駆動力がCによって増加することが原因であると推察される。本発明者らは、さらに検討を進めた結果、鋼成分において、 Mn/Ni を0.80以下に制限し、かつCの含有量を0.12%以上に高めると、大入熱HAZでは、冷却時における残留オーステナイトの分解がより促進されることを見出した。

【0024】

また、大入熱溶接用高強度鋼板では、HAZの硬化及び結晶粒の粗大化が大入熱HAZの靱性を劣化させる原因となる。HAZの硬化を抑制しつつ、十分な母材の強度を確保するためには、焼入れ性を高める合金元素の含有量を低減しつつ、その分の焼入れ性を補うために、微量でも顕著に焼入れ性を高めるBを利用することが有効である。Bの焼入れ性を高める効果は、BNの形成によって損なわれるため、窒化物を形成する合金元素を含有させてNを固定し、BNの生成を抑制することが望ましい。しかし、大入熱溶接用高強度鋼板では、ミクロンサイズの析出物及び介在物もHAZの靱性を劣化させる原因となる。本発明者らは、HAZの靱性が低値を示したシャルピー衝撃片の破面の調査を行い、ミクロンサイズのTiNやAl系酸化物が破壊起点であることを明らかにした。したがって、大入熱HAZの靱性を確保するためには、ミクロンサイズのTiNやAl系酸化物の生成を抑制することが必要である。

【0025】

そこで、本実施形態に係る大入熱溶接用高強度鋼板では、Tiを0.004%以下に低減することで、ミクロンサイズの粗大なTiNの生成を回避する。一方、Tiを低減すると、TiNの形成によるNの固定が困難となる。そこで、BNの形成を抑制して鋼中に固溶するBの量を確保し、焼入れ性を向上させるために、本実施形態ではAlを利用し、AlNの形成によってBNの形成を抑制する。この効果を発揮するためには、鋼中のAlの含有量を0.05%以上にすることが必要である。そして、Alの含有量の増加に伴い、粗大な

10

20

30

40

50

アルミ系酸化物が生成しないように、不純物であるO（酸素）の含有量を0.0040%以下に厳格に制限しなければならない。

【0026】

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、大入熱HAZの靱性の劣化の原因となる大入熱HAZの硬化を抑制するため、炭素当量CeqWESの上限を制限し、C、Mn、Si、Ni、Cr、Mo、Vの含有量を制御する。本発明者らの検討の結果、炭素当量CeqWESを0.53%以下に制限すれば、大入熱HAZの靱性を確保できることがわかった。なお、炭素当量CeqWESの上限を制限することで、強度不足が懸念されるが、上述のように、固溶Bの焼入れ性向上効果を利用することにより、炭素当量CeqWESを制限しても、鋼板（母材）の強度を確保することができる。炭素当量CeqWESは、合金元素の含有量によって下記式（1）によって求めることができる。

10

【0027】

$$CeqWES = C + Mn / 6 + Si / 24 + Ni / 40 + Cr / 5 + Mo / 4 + V / 14 \dots (1)$$

【0028】

ここで、（1）式中の、C、Mn、Si、Ni、Cr、Mo、Vは各元素の含有量〔質量%〕であり、含有しない元素の項には0を代入する。

【0029】

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。

【0030】

20

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。

【0031】

（C：0.12%以上、0.18%以下）

Cは、鋼の焼入れ性を高めて高強度化に寄与し、また、MAの生成に影響を及ぼす元素である。本実施形態では、Cの含有量は0.12%以上である。これにより、大入熱HAZにおいて、残留オーステナイトの分解、すなわち、フェライトへの変態とセメンタイトの析出が促進され、MAが低減して靱性の劣化が抑制される。Cの含有量は、好ましくは0.13%以上であり、より好ましくは0.14%以上である。一方、セメンタイトの過剰な生成を防止して靱性を確保するという観点から、本実施形態では、Cの含有量は0.18%以下である。Cの含有量は、好ましくは0.17%以下であり、より好ましくは0.16%以下である。

30

【0032】

（Mn：0.5%以上、1.5%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0.5%以上である。Mnの含有量は、好ましくは0.8%以上である。一方、大入熱HAZにおけるMAの生成を抑制し、靱性を確保するという観点から、本実施形態では、Mnの含有量は1.5%以下である。Mnの含有量は、好ましくは1.4%以下であり、より好ましくは1.3%以下であり、さらに好ましくは1.2%以下である。

【0033】

40

（Ni：1.0%以上、3.0%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。強度および靱性を確保するという観点から、本実施形態では、Niの含有量は1.0%以上である。Niの含有量は、好ましくは1.2%以上であり、より好ましくは1.4%以上であり、さらに好ましくは1.5%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3.0%以下である。Niの含有量は、好ましくは2.5%以下であり、より好ましくは2.2%以下であり、さらに好ましくは2.0%以下である。

【0034】

（Mn/Ni：0.80以下）

50

Mn及びNiはともに鋼の高強度化に寄与する元素であるが、大入熱HAZにおいて、MnはNiに比べてMAの生成を促進しやすいことから、Mnの含有量はNiの含有量よりも少ないことが好ましい。大入熱HAZの高強度化を図りつつ靱性を確保するという観点から、本実施形態の鋼板において、鋼中のMnの含有量をNiの含有量で除した比であるMn/Niは0.80以下である。Mn/Niは、好ましくは0.70以下であり、より好ましくは0.60以下である。なお、Mn/Niは、Mnの含有量の下限をNiの含有量の上限で除した比を下限としてもよく、すなわち、0.17以上であってもよい。Mn/Niは0.20以上であってもよい。

【0035】

(Ti: 0.004%以下)

Tiは、TiNを形成する元素であり、従来、HAZ組織の微細化や、BNの析出の抑制に利用されていた。しかし、本発明者らの調査の結果、ミクロンサイズの粗大なTiNが大入熱HAZのミクロ偏析部に存在すると、破壊起点として作用し、極めて低い靱性を示すことがわかった。したがって、本実施形態では、Tiの含有量は0.004%以下である。Tiは、意図的には含有させないことが好ましく、Tiの含有量は0%であってもよい。なお、Tiは不純物として混入する場合もあるため、Tiの含有量は0%超であってもよく、0.001%以上であってもよい。

10

【0036】

(Al: 0.05%以上、0.20%以下)

Alは、AlNを形成してNを固定する重要な元素である。BNの析出を抑制して、焼入れ性に有効な固溶Bを確保するために、本実施形態では、Alの含有量は0.05%以上である。Alの含有量は、好ましくは0.06%以上であり、より好ましくは0.07%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物の生成を抑制するという観点から、本実施形態では、Alの含有量は0.20%以下である。Alの含有量は、好ましくは0.18%以下であり、より好ましくは0.16%以下であり、さらに好ましくは0.15%以下である。

20

【0037】

(B: 0.0003%以上、0.0030%以下)

Bは、炭素当量Ce q W E Sを制限しつつ、鋼の焼入れ性を確保するための重要な元素である。Bは、鋼中の含有量が微量であっても焼入れ性を顕著に向上させ得る元素であり、本実施形態では、Bの含有量は0.0003%以上である。Bの含有量は、好ましくは0.0005%以上であり、より好ましくは0.0007%以上である。一方、大入熱HAZの靱性や溶接性の劣化を抑制するという観点から、本実施形態では、Bの含有量は0.0030%以下である。Bの含有量は、好ましくは0.0020%以下であり、より好ましくは0.0015%以下である。

30

【0038】

(Si: 0.30%以下)

Siは、脱酸や高強度化のために鋼に含有される元素である。一方、Siは、MAの生成を促進させる元素でもあり、本発明者らは、大入熱HAZのミクロ偏析部におけるMAの生成にSiが極めて大きな影響を及ぼすという知見を得ている。したがって、大入熱HAZの靱性を確保するため、Siの含有量の制限が必要であり、本実施形態では、Siの含有量は0.30%以下である。Siの含有量は、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の含有量の下限は限定されないが、製造コストの観点から、Siの含有量は0.01%以上であってもよい。

40

【0039】

(P: 0.015%以下)

Pは、靱性に有害な不純物である。P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るが、本実施形態では、0.015%以下である。Pの含有量は、好ましくは0.010%以下であり、より好ましくは0.008%以下である。Pの

50

含有量の下限は限定されないが、製造コストの観点から、Pの含有量は0.001%以上であってよい。

【0040】

(S: 0.005%以下)

Sは、不純物であり、鋼中に多量に含有され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るが、本実施形態では、Sは0.005%以下である。Sの含有量は、好ましくは0.004%以下であり、より好ましくは0.003%以下である。Sの含有量の下限は限定されないが、製造コストの観点から、Sの含有量は0.0001%以上であってよい。Sの含有量は0.001%以上であってよい。

10

【0041】

(O: 0.0040%以下)

Oは、不純物であり、粗大な酸化物は破壊起点として作用し、靱性を低下させる。特に、大入熱HAZのミクロ偏析部に粗大なアルミ系酸化物が存在すると、極めて低い靱性を示す。したがって、靱性を確保するという観点から、本実施形態では、Oの含有量は0.0040%以下である。Oの含有量は、好ましくは0.0030%以下であり、より好ましくは0.0025%以下である。O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、Oの含有量は0.0001%以上であってよく、0.0010%以上であってよい。

20

【0042】

(N: 0.0100%以下)

Nは、窒化物を形成する元素である。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、及び、BNの形成を抑制し、焼入れ性を確保するという観点から、本実施形態では、Nの含有量は0.0100%以下である。Nの含有量は、好ましくは0.0080%以下であり、より好ましくは0.0060%以下である。また、Nの含有量の過剰な増加は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%以上であってよく、0.0020%以上であってよい。

【0043】

(炭素当量CeqWES: 0.43%以上、0.53%以下)

炭素当量CeqWESは、鋼板(母材)の強度及びHAZの硬さに影響を及ぼす焼入れ性の指標である。母材の強度を確保するために、本実施形態では、炭素当量CeqWESは0.43%以上である。炭素当量CeqWESは、好ましくは0.44%以上であり、より好ましくは0.45%以上である。一方、大入熱HAZの硬化を抑制して、靱性を確保するという観点から、本実施形態では、炭素当量CeqWESは0.53%以下である。炭素当量CeqWESは、好ましくは0.52%以下であり、より好ましくは0.51%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(1)式で計算される。

30

【0044】

$$CeqWES = C + Mn / 6 + Si / 24 + Ni / 40 + Cr / 5 + Mo / 4 + V / 14 \dots (1)$$

40

【0045】

ここで、(1)式中の、C、Mn、Si、Ni、Cr、Mo、Vは各元素の含有量[質量%]であり、含有しない元素の項には0を代入する。

【0046】

本実施形態に係る鋼板の化学組成の残部は、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、鉍石、スクラップ等の原料や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板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及びOについては上述のように含有量の上限が制限される。また、Tiについても不純物として混入する場合にその上限を制限する必要があ

50

る。

【 0 0 4 7 】

本実施形態に係る鋼板には、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、Co、Nb、V の 1 種又は 2 種以上を含有させてもよい。

【 0 0 4 8 】

（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。Cu の含有量は、好ましくは 1.0% 以下であり、より好ましくは 0.7% 以下であり、さらに好ましくは 0.5% 以下である。

10

【 0 0 4 9 】

（Cr：0%以上、1.0%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。Cr の含有量は、好ましくは 0.2% 以上であり、より好ましくは 0.3% 以上である。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 1.0% 以下である。Cr の含有量は、好ましくは 0.8% 以下であり、より好ましくは 0.5% 以下である。

20

【 0 0 5 0 】

（Mo：0%以上、1.0%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。Mo の含有量は、好ましくは 0.2% 以上であり、より好ましくは 0.3% 以上である。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 1.0% 以下である。Mo の含有量は、好ましくは 0.5% 以下である。

30

【 0 0 5 1 】

（W：0%以上、1.0%以下）

W 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、W の含有量の下限値は限定されず、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。W の含有量は、好ましくは 0.2% 以上であり、より好ましくは 0.3% 以上である。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。W の含有量は、好ましくは 0.5% 以下である。

40

【 0 0 5 2 】

（Co：0%以上、1.0%以下）

Co 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、Co の含有量の下限値は限定されず、0%であってもよい。また、Co 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、Co の含有量は 0.1% 以上であってもよい。ただし、合金コストの上昇抑制の観点から、本実施形態では、Co の含有量は 1.0% 以下である。Co の含有量は、好ましくは 0.5% 以下である。

【 0 0 5 3 】

50

(Nb : 0 % 以上、0 . 1 0 % 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可能性がある元素である。しかし、Nb の含有量の下限値は限定されず、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 . 0 0 5 % 以上であってもよい。ただし、大入熱 H A Z 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 . 1 0 % 以下である。Nb の含有量は、好ましくは 0 . 0 5 % 以下であり、より好ましくは 0 . 0 3 % 以下である。

【0054】

(V : 0 % 以上、0 . 1 0 % 以下)

V は、スクラップ等から不純物として鋼板に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 . 0 0 5 % 以上であってもよい。ただし、大入熱 H A Z 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 . 1 0 % 以下である。V の含有量は、好ましくは 0 . 0 8 % 以下であり、より好ましくは 0 . 0 6 % 以下である。

10

【0055】

さらに、本実施形態に係る鋼板は、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 Ca、Mg、REM、Zr の 1 種又は 2 種以上を含有することができる。

【0056】

(Ca : 0 % 以上、0 . 0 0 5 % 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 H A Z 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 . 0 0 0 1 % 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 . 0 0 5 % 以下である。Ca の含有量は、好ましくは 0 . 0 0 4 % 以下である。なお、Ca の含有量は 0 % であってもよい。

20

【0057】

(Mg : 0 % 以上、0 . 0 0 5 % 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 H A Z の靱性を高める元素である。そのため、Mg の含有量は 0 . 0 0 0 1 % 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という観点から、本実施形態では、Mg の含有量は 0 . 0 0 5 % 以下である。Mg の含有量は、好ましくは 0 . 0 0 3 % 以下である。なお、Mg の含有量は 0 % であってもよい。

30

【0058】

(REM : 0 % 以上、0 . 0 0 5 % 以下)

REM (希土類元素) とは、Sc、Y の 2 元素と、La、Ce や Nd などのランタノイド 15 元素の総称を意味する。本実施形態でいう REM 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 REM の含有量とは、希土類元素の含有量の合計量である。

40

【0059】

REM は、Ca 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 の靱性を高める元素である。そのため、本実施形態では、REM の含有量は 0 . 0 0 0 1 % 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 REM 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、REM の含有量は 0 . 0 0 5 % 以下である。REM の含有量は、好ましくは 0 . 0 0 3 % 以下である。なお、REM の含有量は 0 % であってもよい。

【0060】

(Zr : 0 % 以上、0 . 0 0 5 % 以下)

Zr は、Ca や REM 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

50

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、Zrの含有量は0.0001%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Zr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、Zrの含有量は0.005%以下である。Zrの含有量は、好ましくは0.003%以下である。なお、Zrの含有量は0%であってもよい。

【0061】

本実施形態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が必要とされる用途に好適である。本実施形態に係る大入熱溶接用高強度鋼板は、特に、溶接施工能率の高い大入熱溶接が施され、HAZの靱性に対する要求レベルが高い用途に好適である。具体的には、本実施形態に係る大入熱溶接用高強度鋼板は、建築鉄骨用の四面ボックス柱など、ダイヤフラム溶接（エレクトロスラグ溶接）が施され、HAZの靱性が要求される高強度厚鋼板に好適である。

10

【0062】

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において、強度の観点から、板厚は50mm以上、100mm以下、降伏強度は630MPa以上であることが好ましい。降伏強度の上限は限定されず、例えば、降伏強度は750MPa以下であってもよい。また、耐震性の観点から、本実施形態に係る大入熱溶接用高強度鋼板の降伏比は85%以下であることが好ましい。降伏比の下限は限定されず、例えば、降伏比は70%以上であってもよい。更に、建造の高能率化、耐震性の観点から、大入熱溶接部の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70J以上であることが好ましい。なお、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。

20

【0063】

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。

【0064】

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、Ac₃以上の温度に再加熱されて、熱間圧延を施される。

30

【0065】

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。

【0066】

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200mm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50mm以上、100mm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。

40

【0067】

連続鑄造後の鋼片は、400℃以下に冷却され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。

【0068】

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AlN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

50

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。

【0069】

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。このとき、熱間圧延終了時に鋼板の表層部の温度がオーステナイト（ ）/フェライト（ ）の二相域であっても、板厚方向中心部の温度が 単相域であれば問題はない。熱間圧延の終了温度は、750 以上であってもよい。熱間圧延の終了温度は、金属組織の微細化という観点から、好ましくは900 以下である。 A_{r3} 変態点（ ）は以下の（2）式によって求めることができる。

10

【0070】

$$A_{r3} \text{ 変態点} = 868 - 396 \times C + 24.6 \times Si - 68.1 \times Mn - 36.1 \times Ni - 20.7 \times Cu - 24.8 \times Cr + 29.1 \times Mo \dots (2)$$

【0071】

ここで、上記（2）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。

【0072】

さらに、熱間圧延後に直接焼入れする場合は、熱間圧延を 単相域で終え、鋼板の材質を調整するために、引き続き、水冷が施される。一方、熱間圧延後に空冷される場合、鋼板は、 単相域への再加熱とこれに続く焼入れ（ 再加熱焼入れ）が施される。また、熱間圧延後、直接焼入れまたは 再加熱焼入れが施された鋼板は、材質を調整するために、各種の熱処理が施される場合がある。

20

【0073】

これらの焼入れ処理（直接焼入れまたは 再加熱焼入れ）が施された鋼板は、降伏比を低下させるために、オーステナイト（ ）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（ / 再加熱焼入れ）が施される場合がある。ここで二相域とは A_{c1} 変態点以上 A_{c3} 変態点未満であり、 A_{c1} 変態点及び A_{c3} 変態点は、それぞれ、以下の（3）式及び（4）式によって求めることができる。

【0074】

$$A_{c1} \text{ 変態点} = 750.8 - 26.6C + 17.6Si - 11.6Mn - 22.9Cu - 23.0Ni + 24.1Cr + 22.5Mo - 39.7V - 5.7Ti + 232.4Nb - 169.4Al - 894.7B - 723 + 29.1Si - 10.7Mn - 16.9Ni + 6.38W + 16.9Cr \dots (3)$$

30

$$A_{c3} \text{ 変態点} = 910 - 203C + 44.7Si - 30Mn - 400Al - 15.2Ni + 104V + 31.5Mo + 13.1W + 11Cr + 20Cu - 700P - 400Ti \dots (4)$$

【0075】

ここで、上記（3）式及び（4）式中のC、Si、Mn、Cu、Ni、Cr、Mo、V、Ti、Al、B、W、P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。

40

【0076】

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、鋼板は、焼戻しが施される場合がある。焼戻しを実施する場合、焼戻し温度は350 以上、600 以下であることが好ましい。

【0077】

ここで、上述した熱間圧延の仕上げ温度、 再加熱焼入れ温度、 / 再加熱焼入れ温度、および焼戻し温度は、すべて、板厚方向中心部での温度を指す。板厚方向中心部の温度は、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。

【0078】

50

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。

【0079】

本実施形態に係る大入熱溶接用高強度鋼板は、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50kJ/mmを超えるような大入熱溶接が施されても、良好なHAZ靱性が確保される。

【0080】

また、本実施形態に係る大入熱高強度鋼板は、好ましくは、降伏強度が630MPa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70J以上である。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、本実施形態に係る大入熱溶接用高強度鋼板によって、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、さらに建設効率と耐震安全性を高めることができる。

10

【実施例】

【0081】

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。

【0082】

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300mm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、750℃以上、900℃以下である。熱間圧延後の鋼板に直接焼入れが施される場合は、熱間圧延の仕上げ温度は、単相域（Ar₃変態点以上）である。

20

【0083】

次に、熱間圧延後の鋼板は、表3、表4に示す条件にて熱処理が施された。表3及び表4において、「再加熱焼入れ温度」とは、熱間圧延後に空冷された鋼板に、再加熱焼入れが施された場合の加熱温度である。一方、「 / 再加熱焼入れ温度」とは、熱間圧延後に直接焼入れまたは再加熱焼入れが施され、更に、 / 再加熱焼入れが施された場合の加熱温度である。

【0084】

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及び表2に示されており、板厚は表5及び6に示されている。なお、表1及び表2に示されている炭素当量CeqWESは、下記(5)式により求められた。

30

【0085】

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

【0086】

ここで、(5)式中の、C、Mn、Si、Ni、Cr、Mo、Vは各元素の含有量[質量%]であり、含有しない元素の項には0を代入した。

【0087】

40

【表 1】

| 符号 | 化学成分(質量%残部Feおよび不純物) | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | Mn/Ni | 備考 | |
|-----|---------------------|-----|-----|------|--------|------|-------|-------|-------|--------|--------|-----|-----|-----|-----|-----|------|------|-------|-------|-------|-------|-------|------|------|
| | C | Mn | Ni | Al | B | Si | P | S | Ti | O | N | Cu | Cr | Mo | W | Co | Nb | V | Ca | Mg | REM | Zr | | | |
| A1 | 0.15 | 1.0 | 1.5 | 0.07 | 0.0012 | 0.05 | 0.005 | 0.002 | 0.001 | 0.0019 | 0.0037 | 0.3 | 0.2 | 0.2 | | | | 0.04 | | | | | 0.45 | 0.67 | 本発明鋼 |
| A2 | 0.14 | 1.5 | 2.0 | 0.05 | 0.0015 | 0.03 | 0.005 | 0.003 | 0.003 | 0.0014 | 0.0061 | | | | | | | | | | | | 0.44 | 0.75 | 本発明鋼 |
| A3 | 0.13 | 1.2 | 1.5 | 0.06 | 0.0015 | 0.05 | 0.006 | 0.003 | 0.002 | 0.0031 | 0.0023 | 0.3 | | 0.3 | | | | 0.04 | | | | | 0.45 | 0.80 | 本発明鋼 |
| A4 | 0.13 | 1.5 | 1.9 | 0.06 | 0.0015 | 0.08 | 0.005 | 0.002 | 0.004 | 0.0022 | 0.0058 | | | | | | | | | 0.002 | 0.002 | | 0.43 | 0.79 | 本発明鋼 |
| A5 | 0.14 | 0.5 | 3.0 | 0.09 | 0.0020 | 0.15 | 0.010 | 0.003 | 0.001 | 0.0013 | 0.0051 | | 0.4 | 0.3 | | | | | | | | | 0.46 | 0.17 | 本発明鋼 |
| A6 | 0.16 | 0.8 | 1.0 | 0.08 | 0.0008 | 0.10 | 0.009 | 0.003 | 0.002 | 0.0017 | 0.0043 | | 0.4 | 0.2 | | | | | | | | | 0.45 | 0.80 | 本発明鋼 |
| A7 | 0.12 | 0.7 | 1.8 | 0.11 | 0.0025 | 0.10 | 0.012 | 0.001 | 0.004 | 0.0024 | 0.0032 | 0.8 | 0.5 | 0.2 | 0.3 | | 0.02 | | 0.001 | | | | 0.44 | 0.39 | 本発明鋼 |
| A8 | 0.18 | 1.5 | 1.9 | 0.08 | 0.0018 | 0.27 | 0.010 | 0.004 | 0.003 | 0.0028 | 0.0039 | | | | | | | | | | | | 0.49 | 0.79 | 本発明鋼 |
| A9 | 0.15 | 1.2 | 1.9 | 0.07 | 0.0010 | 0.25 | 0.011 | 0.002 | 0.001 | 0.0040 | 0.0047 | | 0.6 | | | 0.3 | | | | | | | 0.53 | 0.63 | 本発明鋼 |
| A10 | 0.18 | 1.4 | 2.9 | 0.07 | 0.0030 | 0.30 | 0.006 | 0.005 | 0.002 | 0.0011 | 0.0022 | | | | | | | | | | 0.003 | | 0.50 | 0.48 | 本発明鋼 |
| A11 | 0.16 | 0.8 | 2.4 | 0.15 | 0.0028 | 0.10 | 0.005 | 0.004 | | 0.0018 | 0.0041 | 0.4 | 0.2 | 0.2 | | | 0.05 | | 0.003 | | | | 0.45 | 0.33 | 本発明鋼 |
| A12 | 0.16 | 0.8 | 2.7 | 0.09 | 0.0015 | 0.05 | 0.004 | 0.003 | | 0.0021 | 0.0079 | | | 0.3 | | | | 0.08 | | | | 0.002 | 0.44 | 0.30 | 本発明鋼 |
| A13 | 0.18 | 1.2 | 1.7 | 0.18 | 0.0013 | 0.05 | 0.003 | 0.001 | 0.003 | 0.0012 | 0.0098 | | 0.4 | | | | | 0.10 | | | | | 0.51 | 0.71 | 本発明鋼 |
| A14 | 0.17 | 1.0 | 1.9 | 0.10 | 0.0005 | 0.30 | 0.008 | 0.001 | | 0.0020 | 0.0023 | | 0.6 | | | | | | 0.003 | | | | 0.52 | 0.53 | 本発明鋼 |
| A15 | 0.15 | 0.7 | 2.4 | 0.08 | 0.0008 | 0.20 | 0.015 | 0.002 | 0.003 | 0.0009 | 0.0027 | | | 0.7 | | | | | | | | | 0.51 | 0.29 | 本発明鋼 |
| A16 | 0.14 | 1.3 | 1.7 | 0.06 | 0.0015 | 0.08 | 0.005 | 0.003 | | 0.0023 | 0.0069 | 0.3 | | 0.1 | | | | 0.06 | | 0.002 | | | 0.43 | 0.76 | 本発明鋼 |
| A17 | 0.14 | 0.8 | 1.9 | 0.09 | 0.0020 | 0.03 | 0.010 | 0.005 | 0.003 | 0.0012 | 0.0054 | | 0.5 | 0.2 | | | | | 0.002 | | | 0.002 | 0.47 | 0.42 | 本発明鋼 |
| A18 | 0.15 | 0.9 | 1.7 | 0.05 | 0.0003 | 0.09 | 0.001 | 0.004 | | 0.0026 | 0.0013 | 0.5 | | 0.5 | | | | | | | | | 0.47 | 0.53 | 本発明鋼 |
| A19 | 0.15 | 0.8 | 1.8 | 0.05 | 0.0010 | 0.17 | 0.009 | 0.003 | 0.003 | 0.0018 | 0.0052 | 0.3 | 0.5 | | | | 0.04 | 0.02 | 0.003 | | | | 0.44 | 0.44 | 本発明鋼 |
| A20 | 0.15 | 1.4 | 1.8 | 0.07 | 0.0017 | 0.12 | 0.008 | 0.001 | | 0.0012 | 0.0030 | | | 0.3 | | | | 0.01 | | | | | 0.51 | 0.78 | 本発明鋼 |
| A21 | 0.16 | 1.0 | 1.4 | 0.20 | 0.0014 | 0.10 | 0.002 | 0.003 | 0.003 | 0.0033 | 0.0011 | | 0.2 | 0.3 | 0.5 | | | | 0.002 | | | | 0.48 | 0.71 | 本発明鋼 |
| A22 | 0.16 | 0.9 | 1.7 | 0.09 | 0.0022 | 0.01 | 0.001 | 0.002 | 0.004 | 0.0021 | 0.0073 | | | 0.7 | 0.5 | | | 0.02 | | | | | 0.53 | 0.53 | 本発明鋼 |

空欄は元素の含有量が検出限界未満であることを意味する。

CeqWES=C+Mn/6+Si/24+Ni/40+Cr/5+Mo/4+V/14

【 0 0 8 8 】

10

20

30

40

50

【表 2】

| 符号 | 化学成分(質量%):残部Feおよび不純物 | | | | | | | | | | | | | | | | | Ceq WES | Mn/Ni | 備考 | | | | | |
|-----|----------------------|-----|-----|------|--------|------|-------|-------|--------|--------|-----|-----|-----|-----|---|------|----|------------|-------|-------|-------|-------|------|------|-----|
| | C | Mn | Ni | Al | B | Si | P | S | Ti | O | N | Cu | Cr | Mo | W | Co | Nb | | | | V | Ca | Mg | REM | Zr |
| B1 | 0.11 | 0.9 | 1.3 | 0.08 | 0.0011 | 0.06 | 0.007 | 0.001 | 0.0033 | 0.0059 | 0.6 | 0.4 | 0.3 | | | | | 0.05 | | | | | 0.45 | 0.69 | 比較鋼 |
| B2 | 0.19 | 1.2 | 1.5 | 0.06 | 0.0015 | 0.04 | 0.005 | 0.003 | 0.0014 | 0.0037 | 0.1 | 0.2 | | | | | | | | | | | 0.50 | 0.80 | 比較鋼 |
| B3 | 0.14 | 0.4 | 1.5 | 0.06 | 0.0013 | 0.05 | 0.005 | 0.002 | 0.0012 | 0.0024 | 0.2 | 0.5 | 0.4 | | | | | 0.04 | | | | | 0.45 | 0.27 | 比較鋼 |
| B4 | 0.14 | 1.6 | 2.2 | 0.05 | 0.0014 | 0.05 | 0.006 | 0.002 | 0.0028 | 0.0031 | | | 0.2 | | | | | 0.01 | 0.003 | | | | 0.51 | 0.73 | 比較鋼 |
| B5 | 0.12 | 0.7 | 0.9 | 0.09 | 0.0021 | 0.11 | 0.008 | 0.003 | 0.0021 | 0.0062 | | 0.6 | 0.3 | | | | | | | 0.002 | | | 0.46 | 0.78 | 比較鋼 |
| B6 | 0.16 | 0.8 | 1.0 | 0.04 | 0.0007 | 0.15 | 0.009 | 0.003 | 0.0019 | 0.0053 | | 0.4 | 0.2 | | | | | | | | | | 0.45 | 0.80 | 比較鋼 |
| B7 | 0.13 | 0.7 | 1.9 | 0.21 | 0.0025 | 0.16 | 0.011 | 0.002 | 0.0039 | 0.0022 | 0.7 | 0.4 | 0.2 | | | 0.02 | | 0.001 | | | | | 0.43 | 0.37 | 比較鋼 |
| B8 | 0.15 | 1.2 | 1.5 | 0.07 | 0.0002 | 0.15 | 0.010 | 0.003 | 0.0031 | 0.0019 | | | 0.4 | | | | | | | | | | 0.49 | 0.80 | 比較鋼 |
| B9 | 0.16 | 1.1 | 1.8 | 0.07 | 0.0031 | 0.24 | 0.012 | 0.001 | 0.0027 | 0.0041 | | 0.6 | | | | 0.4 | | | | | | | 0.52 | 0.61 | 比較鋼 |
| B10 | 0.16 | 1.0 | 2.0 | 0.08 | 0.0029 | 0.31 | 0.006 | 0.004 | 0.0011 | 0.0044 | | | 0.5 | | | | | | | | 0.002 | | 0.51 | 0.50 | 比較鋼 |
| B11 | 0.14 | 0.8 | 2.5 | 0.14 | 0.0030 | 0.10 | 0.016 | 0.005 | 0.0010 | 0.0031 | 0.4 | 0.2 | 0.2 | | | 0.04 | | 0.002 | | | | | 0.43 | 0.32 | 比較鋼 |
| B12 | 0.16 | 0.8 | 2.6 | 0.09 | 0.0013 | 0.07 | 0.004 | 0.006 | 0.0021 | 0.0072 | | | 0.3 | | | | | 0.07 | | | | 0.003 | 0.44 | 0.31 | 比較鋼 |
| B13 | 0.17 | 1.2 | 1.8 | 0.19 | 0.0015 | 0.05 | 0.004 | 0.001 | 0.005 | 0.0017 | | 0.4 | | | | | | 0.10 | | | | | 0.50 | 0.67 | 比較鋼 |
| B14 | 0.18 | 0.9 | 1.9 | 0.09 | 0.0006 | 0.29 | 0.008 | 0.001 | 0.0053 | 0.0021 | | 0.6 | | | | | | | 0.003 | | | | 0.51 | 0.47 | 比較鋼 |
| B15 | 0.16 | 0.7 | 2.3 | 0.08 | 0.0008 | 0.21 | 0.001 | 0.002 | 0.0024 | 0.0110 | | 0.1 | 0.6 | | | | | | | | | | 0.51 | 0.30 | 比較鋼 |
| B16 | 0.15 | 0.7 | 1.8 | 0.10 | 0.0023 | 0.01 | 0.001 | 0.001 | 0.0011 | 0.0061 | | | 0.3 | 0.5 | | | | 0.03 | | | | | 0.39 | 0.39 | 比較鋼 |
| B17 | 0.15 | 1.0 | 1.7 | 0.08 | 0.0021 | 0.01 | 0.002 | 0.002 | 0.0023 | 0.0078 | | | 0.7 | 0.5 | | | | 0.03 | | | | | 0.54 | 0.59 | 比較鋼 |
| B18 | 0.17 | 0.9 | 1.1 | 0.11 | 0.0022 | 0.02 | 0.001 | 0.003 | 0.0012 | 0.0067 | | 0.1 | 0.4 | 0.3 | | | | 0.04 | | | | | 0.47 | 0.82 | 比較鋼 |

空欄は元素の含有量が検出限界未満であることを意味する。

CeqWES = C+Mn/6+Si/24+Ni/40+Cr/5+Mo/4+V/14

【表 3】

| 符号 | 熱間圧延後の熱処理条件 | | | |
|-----|-------------|---------------------------|----------------------------------|---------------|
| | 熱間圧延後 冷却 | γ 再加熱 焼入れ温度(°C) | γ/α 再加熱 焼入れ温度(°C) | 焼戻し 温度(°C) |
| A1 | 水冷 | - | 710 | 500 |
| A2 | 空冷 | 900 | 700 | 450 |
| A3 | 水冷 | - | 710 | 400 |
| A4 | 空冷 | 880 | 700 | 500 |
| A5 | 水冷 | - | 700 | 430 |
| A6 | 空冷 | 930 | 740 | 520 |
| A7 | 水冷 | - | - | - |
| A8 | 空冷 | 950 | - | 470 |
| A9 | 水冷 | - | 720 | 500 |
| A10 | 空冷 | 900 | 680 | 380 |
| A11 | 水冷 | - | 690 | 450 |
| A12 | 空冷 | 880 | 690 | 440 |
| A13 | 水冷 | - | 690 | 490 |
| A14 | 空冷 | 930 | 720 | 420 |
| A15 | 水冷 | - | - | - |
| A16 | 空冷 | 950 | 700 | 470 |
| A17 | 水冷 | - | 720 | 400 |
| A18 | 空冷 | 900 | 710 | 380 |
| A19 | 水冷 | - | - | - |
| A20 | 空冷 | 880 | 740 | 580 |
| A21 | 水冷 | - | 700 | 550 |
| A22 | 空冷 | 930 | 720 | 450 |

10

20

【0090】

【表 4】

| 符号 | 熱間圧延後の熱処理条件 | | | |
|-----|-------------|---------------------------|----------------------------------|---------------|
| | 熱間圧延後 冷却 | γ 再加熱 焼入れ温度(°C) | γ/α 再加熱 焼入れ温度(°C) | 焼戻し 温度(°C) |
| B1 | 水冷 | - | 720 | 400 |
| B2 | 空冷 | 900 | 720 | 380 |
| B3 | 水冷 | - | - | - |
| B4 | 空冷 | 880 | 700 | 580 |
| B5 | 水冷 | - | 740 | 550 |
| B6 | 水冷 | - | 750 | 490 |
| B7 | 空冷 | 930 | 680 | 420 |
| B8 | 水冷 | - | - | - |
| B9 | 空冷 | 950 | 710 | 470 |
| B10 | 空冷 | 900 | 700 | 380 |
| B11 | 水冷 | - | 690 | 450 |
| B12 | 空冷 | 880 | 690 | 440 |
| B13 | 水冷 | - | 690 | 490 |
| B14 | 空冷 | 930 | 720 | 420 |
| B15 | 水冷 | - | - | - |
| B16 | 水冷 | - | - | - |
| B17 | 水冷 | - | - | - |
| B18 | 空冷 | 910 | 720 | 400 |

30

40

50

【 0 0 9 1 】

< 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。

引張試験は、J I S Z 2 2 4 1 : 2 0 1 1 に準拠し、2 本の試験片本を用いて室温で行われた。Y S (0 . 2 % 降伏強度) 及び T S (引張強度) は、それぞれ、2 本の試験片の平均値である。Y R (降伏比) は、T S に対する Y S の割合であり、百分率、すなわち、 $100 \times (Y S / T S)$ で表される。Y R (降伏比) の単位は % である。

シャルピー衝撃試験は、J I S Z 2 2 4 2 : 2 0 1 8 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。母材の吸収エネルギー ($K V_2 (0)$) は、このようにして測定された 3 本の試験片の吸収エネルギーの平均値 (相加平均) である。

10

【 0 0 9 2 】

< 溶接継手の H A Z 靱性 >

溶接継手の H A Z 靱性の評価は、エレクトロスラグ溶接法 (E S W) によって作製された各厚鋼板の溶接継手を用いて行われた。

エレクトロスラグ溶接法 (E S W) 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 $70 k J / m m$ 以上、 $150 k J / m m$ 以下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。

20

【 0 0 9 3 】

図 1 の T 字継手は、E S W 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ンプレート 1 に対して間隙をあけて T 字状に、厚鋼板からなるダイヤフラム 2 が配置される。次に、ダイヤフラム 2 に沿わせて、スキンプレート 1 の長手方向から前記間隙を挟むように、裏当金 3、4 が配置される。この裏当金 3、4 により、溶接時の溶融スラグ及び溶融金属が溶接部から流れないように、前記間隙が囲まれる。そして、この間隙の内部において、溶融したスラグ浴の中に溶接ワイヤが供給される。溶接ワイヤは、主として溶融スラグの抵抗熱によって溶融され、溶接金属部 5 が形成されることで T 字継手が作製される。

【 0 0 9 4 】

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 が採取された。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 (F L) を超えてスキンプレート 1 側の溶接熱影響部 (H A Z) 6 を通過してスキンプレート 1 の内部側に至る部位から試験片 7 が採取された。図 1 には、ノッチの位置が F L から $1 m m$ であるシャルピー試験片の採取位置が示されている。また、図示されていないが、ノッチの位置が F L であるシャルピー試験片も採取された。スキンプレート 1 及びダイヤフラム 2 は同鋼種であり、両者の板厚も同一である。

30

【 0 0 9 5 】

このようにして作製された試験片 7 は、溶解融線 (F L) から $1 m m$ 離れた H A Z 部分にノッチを入れた V ノッチ試験片、及び、F L 上にノッチを入れた V ノッチ試験片であり、これらを用いた試験結果は、表 5 及び表 6 において、それぞれ、「F L + $1 m m$ 」及び「F L」と示される。各 V ノッチ試験片を用いて、0 と - 20 で、J I S Z 2 2 4 2 : 2 0 1 8 に準拠してシャルピー衝撃試験が行われた。一つのノッチ位置と一つの試験温度について、それぞれ 3 本の V ノッチ試験片を用いてシャルピー衝撃試験が行われ、各条件における吸収エネルギーの平均値 (相加平均) が評価結果として採用された。表 5 及び表 6 には、厚鋼板の板厚、母材の機械的性質、エレクトロスラグ溶接における入熱量、エレクトロスラグ溶接継手の H A Z 靱性が示される。 $K V_2 (0)$ および $K V_2 (- 20)$ は、それぞれ、0 での吸収エネルギーおよび - 20 での吸収エネルギーである。

40

【 0 0 9 6 】

50

【表 5】

| 符号 | 板厚t (mm) | 母材の機械的性質 | | | | 溶接条件 入熱量 (kJ/mm) | HAZ韌性 | | | | | 備考 |
|-----|-------------|-------------|-------------|-----------|---------------------------------|------------------------|------------------------------|--------------------------------|------------------------------|--------------------------------|--------------------------------|----|
| | | YS (MPa) | TS (MPa) | YR (%) | KV ₂ (0°C) (J) | | FL | | FL+1mm | | KV ₂ (-20°C) (J) | |
| | | | | | | | KV ₂ (0°C) (J) | KV ₂ (-20°C) (J) | KV ₂ (0°C) (J) | KV ₂ (-20°C) (J) | | |
| A1 | 100 | 639 | 801 | 80 | 302 | 150 | 105 | 50 | 124 | 49 | 本発明鋼 | |
| A2 | 100 | 652 | 802 | 81 | 321 | 150 | 100 | 51 | 122 | 56 | 本発明鋼 | |
| A3 | 100 | 663 | 829 | 80 | 299 | 150 | 118 | 55 | 108 | 59 | 本発明鋼 | |
| A4 | 50 | 668 | 848 | 79 | 256 | 70 | 120 | 60 | 100 | 53 | 本発明鋼 | |
| A5 | 70 | 651 | 813 | 80 | 282 | 100 | 111 | 55 | 105 | 71 | 本発明鋼 | |
| A6 | 80 | 681 | 862 | 79 | 249 | 115 | 140 | 61 | 132 | 65 | 本発明鋼 | |
| A7 | 90 | 649 | 844 | 77 | 199 | 130 | 121 | 78 | 119 | 50 | 本発明鋼 | |
| A8 | 100 | 650 | 793 | 82 | 277 | 150 | 133 | 61 | 108 | 58 | 本発明鋼 | |
| A9 | 50 | 692 | 821 | 84 | 285 | 70 | 128 | 57 | 124 | 54 | 本発明鋼 | |
| A10 | 60 | 679 | 851 | 80 | 269 | 80 | 119 | 55 | 122 | 52 | 本発明鋼 | |
| A11 | 70 | 674 | 854 | 79 | 258 | 100 | 108 | 58 | 111 | 53 | 本発明鋼 | |
| A12 | 80 | 655 | 809 | 81 | 245 | 115 | 124 | 57 | 121 | 50 | 本発明鋼 | |
| A13 | 100 | 639 | 809 | 79 | 301 | 150 | 122 | 56 | 105 | 51 | 本発明鋼 | |
| A14 | 90 | 691 | 841 | 82 | 290 | 130 | 108 | 52 | 104 | 55 | 本発明鋼 | |
| A15 | 50 | 706 | 904 | 78 | 186 | 70 | 101 | 53 | 115 | 60 | 本発明鋼 | |
| A16 | 100 | 659 | 825 | 80 | 276 | 150 | 104 | 63 | 116 | 55 | 本発明鋼 | |
| A17 | 80 | 665 | 831 | 80 | 271 | 115 | 132 | 49 | 114 | 61 | 本発明鋼 | |
| A18 | 90 | 654 | 819 | 80 | 279 | 130 | 123 | 56 | 106 | 78 | 本発明鋼 | |
| A19 | 70 | 652 | 855 | 76 | 201 | 100 | 116 | 59 | 108 | 61 | 本発明鋼 | |
| A20 | 80 | 683 | 854 | 80 | 283 | 115 | 114 | 53 | 109 | 57 | 本発明鋼 | |
| A21 | 90 | 671 | 827 | 81 | 271 | 130 | 106 | 71 | 121 | 55 | 本発明鋼 | |
| A22 | 60 | 677 | 826 | 82 | 266 | 80 | 108 | 65 | 116 | 58 | 本発明鋼 | |

【 0 0 9 7 】

10

20

30

40

50

【表 6】

| 符号 | 板厚 ^t (mm) | 母材の機械的性質 | | | | 溶接条件 入熱量 (kJ/mm) | HAZ靱性 | | | | 備考 |
|-----|-------------------------|-------------|-------------|-----------|---------------------------------|------------------------------|--------------------------------|------------------------------|--------------------------------|-----|----|
| | | YS (MPa) | TS (MPa) | YR (%) | KV ₂ (0°C) (J) | | FL | | FL+1mm | | |
| | | | | | | KV ₂ (0°C) (J) | KV ₂ (-20°C) (J) | KV ₂ (0°C) (J) | KV ₂ (-20°C) (J) | | |
| B1 | 80 | 612 | 761 | 80 | 301 | 105 | 82 | 108 | 85 | 比較鋼 | |
| B2 | 90 | 664 | 831 | 80 | 320 | 59 | 27 | 65 | 28 | 比較鋼 | |
| B3 | 60 | 625 | 781 | 80 | 199 | 114 | 52 | 115 | 61 | 比較鋼 | |
| B4 | 50 | 651 | 855 | 76 | 256 | 50 | 30 | 51 | 31 | 比較鋼 | |
| B5 | 60 | 649 | 811 | 80 | 281 | 60 | 40 | 59 | 39 | 比較鋼 | |
| B6 | 70 | 612 | 753 | 81 | 249 | 108 | 49 | 121 | 58 | 比較鋼 | |
| B7 | 90 | 655 | 809 | 81 | 211 | 39 | 11 | 27 | 15 | 比較鋼 | |
| B8 | 50 | 593 | 747 | 79 | 195 | 104 | 52 | 104 | 56 | 比較鋼 | |
| B9 | 100 | 692 | 841 | 82 | 284 | 44 | 29 | 39 | 27 | 比較鋼 | |
| B10 | 80 | 678 | 849 | 80 | 267 | 27 | 15 | 22 | 14 | 比較鋼 | |
| B11 | 90 | 677 | 853 | 79 | 213 | 39 | 19 | 38 | 21 | 比較鋼 | |
| B12 | 80 | 654 | 811 | 81 | 208 | 33 | 18 | 33 | 14 | 比較鋼 | |
| B13 | 100 | 639 | 809 | 79 | 214 | 29 | 15 | 28 | 16 | 比較鋼 | |
| B14 | 90 | 691 | 839 | 82 | 186 | 30 | 20 | 32 | 15 | 比較鋼 | |
| B15 | 50 | 613 | 785 | 78 | 187 | 45 | 28 | 39 | 30 | 比較鋼 | |
| B16 | 50 | 620 | 775 | 80 | 200 | 123 | 59 | 106 | 56 | 比較鋼 | |
| B17 | 60 | 721 | 857 | 84 | 199 | 39 | 20 | 38 | 19 | 比較鋼 | |
| B18 | 100 | 659 | 825 | 80 | 275 | 40 | 30 | 44 | 35 | 比較鋼 | |

【0098】

表5に示されるように、本発明の鋼板は、板厚が50mm以上、100mm以下である場合において、630MPa以上の降伏強度（YS）と、85%以下の降伏比（YR）とを有する。さらに、本発明の鋼板を用いて作製されたESW継手は、0で70J以上の優れたHAZ靱性を有する。また、本発明の鋼板を用いて作製されたESW継手は、試験温度-20とした場合でも、27J以上の非常に優れたHAZ靱性を有する。なお、表1、表3、表5において、符号A6、A7、A9、A14、A22は参考例である。

【0099】

一方、表6に示されるように、従来鋼（比較鋼）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、ESW継手のHAZ靱性が劣る。

【0100】

符号B1はC量が低すぎるために降伏強度が劣り、符号B2はC量が高すぎるために、HAZ靱性が劣る。符号B3はMn量が低すぎるために降伏強度が劣り、符号B4はMn量が高すぎるためにHAZ靱性が劣る。符号B5はNi量が低すぎるためにHAZ靱性が

10

20

30

40

50

劣る。

【 0 1 0 1 】

符合 B 6 は A 1 量が低すぎるために降伏強度が劣り、符合 B 7 は A 1 量が高すぎるために H A Z 靱性が劣る。符合 B 8 は B 量が低すぎるために降伏強度が劣り、符合 B 9 は B 量が高すぎるために H A Z 靱性が劣る。符合 B 1 0 は S i 量が高すぎるために、符合 B 1 1 は P 量が高すぎるために、符合 B 1 2 は S 量が高すぎるために、符合 B 1 3 は T i 量が高すぎるために、符合 B 1 4 は O 量が高すぎるために、符合 B 1 5 は N 量が高すぎるために、降伏強度及び H A Z 靱性が劣る。

【 0 1 0 2 】

符合 1 6 は C e q W E S が低すぎるために降伏強度が劣り、符合 1 7 は C e q W E S が高すぎるために H A Z 靱性が劣る。符合 B 1 8 は M n / N i が高すぎるために H A Z 靱性が劣る。

10

【符号の説明】

【 0 1 0 3 】

- 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

20

【産業上の利用可能性】

【 0 1 0 4 】

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の適用も可能である。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。

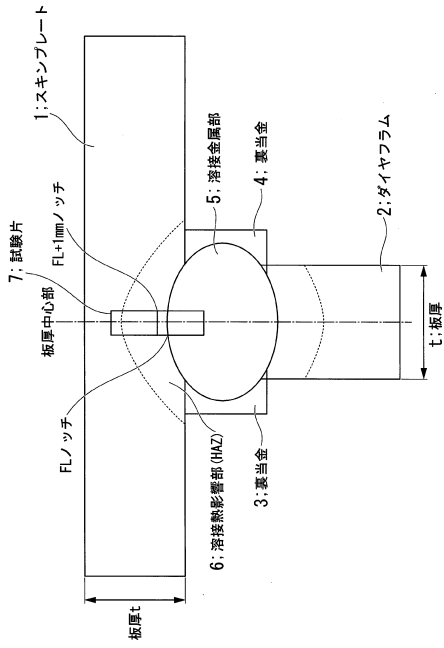
30

【 0 1 0 5 】

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 5 0 m m 以上、1 0 0 m m 以下、エレクトロスラグ溶接部の 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 7 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、エレクトロスラグ溶接などの大入熱が適用される建築鉄骨四面ボックス柱ダイヤフラム)のように、大入熱 H A Z の靱性が要求される高強度厚鋼板に好適である。

40

【図面】
【図 1】



10

20

30

40

50

フロントページの続き

- (74)代理人 100207686
弁理士 飯田 恭宏
- (74)代理人 100224812
弁理士 井口 翔太
- (72)発明者 児島 明彦
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 吉村 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 田中 駿
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 特公昭51-010173(JP, B1)
特開昭61-009559(JP, A)
特開平05-051696(JP, A)
特開2002-363644(JP, A)
特開2003-160811(JP, A)
特開2000-045021(JP, A)
特開平04-285119(JP, A)
特開昭62-139815(JP, A)
特開昭61-056268(JP, A)
特開平05-009570(JP, A)
- (58)調査した分野 (Int.Cl., DB名)
C22C 38/00 - 38/60
C21D 8/00 - 8/04