

明 細 書

発明の名称：

熱延鋼板、溶融めっき鋼板、及び、熱延鋼板の製造方法

技術分野

[0001] 本開示は、熱延鋼板、及び、その熱延鋼板の表面に溶融亜鉛系めっき層が形成された溶融めっき鋼板、及び、熱延鋼板の製造方法に関する。

背景技術

[0002] 熱延鋼板は、自動車、電機、建材、及び建機等に幅広く利用されている。これらの用途に用いられる熱延鋼板では、高い強度が求められる。一方で、熱延鋼板は上述の用途に用いるために種々の形状に加工される。したがって、熱延鋼板には、高い強度だけでなく、優れた加工性も求められる。

[0003] 熱延鋼板の強度及び加工性を高める技術が、特開2018-003062号公報（特許文献1）、及び、特開2017-179539号公報（特許文献2）に提案されている。

[0004] 特許文献1に開示された熱延鋼板は、質量％で、C：0.04～0.18％、Si：0.2～2.0％、Mn：1.0～3.0％、P：0.03％以下、S：0.005％以下、Al：0.01～0.100％、N：0.010％以下、Ti：0.03～0.15％、Cr：0.10～0.50％、B：0.0005～0.0050％、及び、残部がFe及び不可避免的不純物からなる化学組成を有する。この熱延鋼板のミクロ組織では、ベイナイト相の面積率が85％以上であり、オーステナイト相の面積率が1～8％であり、マルテンサイト相の面積率が3％以下である。さらに、オーステナイト相のうち、直径が0.8 μ m以下の結晶粒がオーステナイト相全体の70％以上である。

[0005] 特許文献1では、熱延鋼板のミクロ組織において、ベイナイト相を主体とし、ベイナイト相中に微細なオーステナイト相を分散させる。これにより、高い強度と優れた加工性とが得られる、と特許文献1には記載されている。

- [0006] 特許文献2に開示された熱延鋼板は、質量%で、C：0.03～0.08%、Si：0.01～1.50%、Mn：0.1～1.5%、Ti：0.05～0.15%、B：0.0002～0.0030%、P：0.1%以下、S：0.005%以下、Al：0.5%以下、N：0.009%以下、Nb、Mo及びVの合計：0～0.02%、並びに、Ca及びREMの合計：0～0.01%、を含有し、残部がFe及び不純物からなる化学組成を有する。さらに、化学組成中のC含有量に対するTi含有量の質量比（Ti/C）は0.625～3.000である。この熱延鋼板ではさらに、転位密度が $1 \times 10^{14} \sim 1 \times 10^{16} \text{ m}^{-2}$ である。さらに、結晶粒内のTiC析出物の平均直径が2.0nm以下であり、結晶粒内のTiC析出物の平均個数密度が $1 \times 10^{17} \sim 5 \times 10^{18} \text{ 個/cm}^3$ である。さらに、結晶粒内において、転位上ではない母相に析出しているTiC析出物として存在するTiの含有量が鋼板の全Ti含有量の30質量%以上である。
- [0007] 特許文献2の熱延鋼板では、転位密度を高め、かつ、転位上ではない母相にTiC析出物を形成させることにより、780MPa以上の高い引張強度が得られる。さらに、合金元素の含有量を抑えることにより、熱延鋼板の加工性を高めることができる、と特許文献2には記載されている。
- [0008] 熱延鋼板ではさらに、耐食性を高めるために、熱延鋼板の表面に溶融亜鉛系めっき層が形成される場合がある。以下、溶融亜鉛系めっき層が形成された熱延鋼板を、溶融めっき鋼板ともいう。
- [0009] 溶融亜鉛系めっき層が形成された熱延鋼板（溶融めっき鋼板）を、他の鋼部材に溶接する場合がある。溶接時において、溶融亜鉛系めっき層の一部が溶融する。そして、溶融した金属（亜鉛）が熱延鋼板の粒界に侵入して割れが発生する場合がある。このような割れを、溶融金属脆化割れ（LME：Liquid Metal Embrittlement）という。
- [0010] 熱延鋼板では、高い強度、優れた加工性だけでなく、熱延鋼板の表面に溶融亜鉛系めっき層が形成された場合にLMEの発生を抑制できる特性（以下、この特性を耐LME性という）も求められる。

[0011] 特開2018-145500号公報（特許文献3）では、高い強度及び優れた加工性を有し、さらに、耐LME性に優れた溶融Zn-Al-Mg系めっき鋼板を提案する。

[0012] 特許文献3の溶融Zn-Al-Mg系めっき鋼板は、素材鋼板と、溶融Zn-Al-Mg系合金めっき層とを備える。素材鋼板は、質量%で、C：0.01～0.08%、Si：0.8%以下、Mn：0.5～1.8%、P：0.05%以下、S：0.005%以下、N：0.001～0.005%、Ti：0.02～0.2%、B：0.0005～0.010%、Al：0.005～0.1%を含有し、残部がFe及び不可避免の不純物からなる化学組成を有する。上記化学組成において、Ti/C当量比（ $= (Ti/48) / (C/12)$ ）は0.4～1.5である。素材鋼板ではさらに、転位密度が $1.8 \times 10^{14} / m^2 \sim 5.7 \times 10^{14} / m^2$ である。素材鋼板では、ベイニティックフェライト相もしくはフェライト相のいずれか単相、又は、ベイニティックフェライト相とフェライト相を含む相を主相とし、かつ硬質第2相及びセメンタイトの面積率が3%以下である。素材鋼板ではさらに、平均粒子径20nm以下のTiを含む炭化物が分散析出している。

[0013] 特許文献3の溶融Zn-Al-Mg系めっき鋼板では、上述の化学組成及びマイクロ組織を有することにより、高い強度と、優れた加工性と、優れた耐LME性が得られる、と記載されている。

先行技術文献

特許文献

[0014] 特許文献1：特開2018-003062号公報

特許文献2：特開2017-179539号公報

特許文献3：特開2018-145500号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0015] ところで、熱延鋼板では、高い強度、優れた加工性、及び、溶融亜鉛系め

つき層が形成された場合の優れた耐LME性が求められるだけでなく、高い剛性が求められる場合がある。上述の特許文献1～特許文献3では、高い強度、優れた加工性、及び、溶融亜鉛系めっき層が形成された場合の優れた耐LME性については検討されているものの、これらの特性と共に、高い剛性も得られる技術については検討されていない。

[0016] 本開示の目的は、高い強度、優れた加工性、及び、優れた耐LME性と共に、優れた剛性を有する熱延鋼板、溶融めっき鋼板、及び、熱延鋼板の製造方法を提供することである。

課題を解決するための手段

[0017] 本開示による熱延鋼板、溶融めっき鋼板及び熱延鋼板の製造方法は、次の構成を有する。

[0018] 本開示による熱延鋼板は、

質量%で、

C : 0.040～0.120%、

Si : 0.01～0.60%、

Mn : 0.50～1.50%、

P : 0.025%以下、

S : 0.010%以下、

Al : 0.010～0.070%、

N : 0.0070%以下、

Ti : 0.055～0.200%、及び、

B : 0.0010～0.0050%、を含有し、

残部はFe及び不純物からなり、

ミクロ組織において、ベイニティックフェライトの面積率は85%以上であり、

転位密度は $8.0 \times 10^{13} \sim 100.0 \times 10^{13} / \text{m}^2$ であり、

前記熱延鋼板中のTi炭化物の平均円相当径は10nm以下であり、

前記ベイニティックフェライトの結晶粒の平均円相当径は15μm以下で

ある。

- [0019] 本開示による熱延鋼板は、
質量%で、
C : 0.040~0.120%、
Si : 0.01~0.60%、
Mn : 0.50~1.50%、
P : 0.025%以下、
S : 0.010%以下、
Al : 0.010~0.070%、
N : 0.0070%以下、
Ti : 0.055~0.200%、及び、
B : 0.0010~0.0050%、を含有し、
さらに、第1群及び第2群からなる群から選択される1種以上を含有し、
残部はFe及び不純物からなり、
ミクロ組織において、ベイニティックフェライトの面積率は85%以上であり、
転位密度は $8.0 \times 10^{13} \sim 100.0 \times 10^{13} / \text{m}^2$ であり、
前記熱延鋼板中のTi炭化物の平均円相当径は10nm以下であり、
前記ベイニティックフェライトの結晶粒の平均円相当径は15 μm 以下である。

[第1群]

- Nb : 0.20%以下、及び、
V : 0.20%以下、からなる群から選択される1種以上

[第2群]

- Cr : 1.0%以下、及び、
Mo : 1.0%以下、からなる群から選択される1種以上

- [0020] 本開示による溶融めっき鋼板は、
上述の熱延鋼板と、

前記熱延鋼板の表面上に形成されており、質量％でZnを65.00%以上含有する溶融亜鉛系めっき層と、を備える。

- [0021] 本開示による熱延鋼板の製造方法は、
- 粗圧延機を用いて素材を粗圧延して粗バーを製造する粗圧延工程と、
- 仕上げ圧延機を用いて前記粗バーを仕上げ圧延して鋼板を製造し、仕上げ圧延温度FTを850～950℃とする仕上げ圧延工程と、
- 仕上げ圧延完了後の前記鋼板を冷却する冷却工程と、
- 冷却工程後の前記鋼板を470～620℃の巻取温度で巻き取る巻取工程とを備え、
- 前記冷却工程では、
- 前記仕上げ圧延が完了してから3秒以内に、冷却設備を用いた前記鋼板の冷却を開始し、
- 前記冷却設備で冷却を開始してから前記鋼板の温度が切替温度STに到達するまでの期間を前段冷却期間と定義し、前記切替温度STから前記鋼板の温度が巻取温度に到達するまでの期間を後段冷却期間と定義したとき、
- 前記前段冷却期間での冷却速度である前段冷却速度CR1を25℃/秒未満とし、
- 前記切替温度STを730～830℃とし、
- 前記後段冷却期間での冷却速度である後段冷却速度CR2を25℃/秒以上とする。

発明の効果

- [0022] 本開示による熱延鋼板及び溶融めっき鋼板は、高い強度、優れた加工性、及び、優れた耐LME性と共に、優れた剛性を有する。本開示による熱延鋼板の製造方法は、上述の熱延鋼板を製造できる。

図面の簡単な説明

- [0023] [図1]図1は、実施例での耐LME性評価試験の模式図である。
- [図2]図2は、図1の耐LME性評価試験を側面から見た断面図である。

発明を実施するための形態

[0024] 初めに、本発明者らは、高い強度、優れた加工性、及び優れた耐LME性を有する熱延鋼板を、化学組成の観点から検討した。その結果、本発明者らは、熱延鋼板の化学組成を、質量%で、C：0.040～0.120%、Si：0.01～0.60%、Mn：0.50～1.50%、P：0.025%以下、S：0.010%以下、Al：0.010～0.070%、N：0.0070%以下、Ti：0.055～0.200%、B：0.0010～0.0050%、Nb：0～0.20%、V：0～0.20%、Cr：0～1.0%、Mo：0～1.0%、を含有し、残部はFe及び不純物からなる化学組成とすれば、高い強度、優れた加工性、及び、優れた耐LME性が得られる可能性があると考えた。

[0025] そこで、高い強度、優れた加工性、及び、優れた耐LME性を得るために、化学組成中の各元素含有量が上述の範囲となる熱延鋼板のマイクロ組織について、さらに検討を行った。その結果、熱延鋼板のマイクロ組織において、次の特徴を満たせば、高い強度、優れた加工性、及び、優れた耐LME性を得られることを見出した。

特徴1：マイクロ組織中のベイニティックフェライトの面積率が85%以上である。

特徴2：転位密度が $8.0 \times 10^{13} \sim 100.0 \times 10^{13} / \text{m}^2$ である。

特徴3：熱延鋼板中のTi炭化物の平均円相当径が10nm以下である。

[0026] しかしながら、化学組成中の各元素含有量が上述の範囲内であって、特徴1～特徴3を満たす熱延鋼板であっても、依然として、剛性が低い場合があった。そこで、本発明者らはさらに、高い強度、優れた加工性、及び、優れた耐LME性を有し、さらに、高い剛性が得られる手段について検討を行った。その結果、化学組成中の各元素含有量が上述の範囲内であって、特徴1～特徴3を有する熱延鋼板が、さらに次の特徴4を有することで、高い強度、優れた加工性、及び、優れた耐LME性を有し、さらに、高い剛性も得られることを新たに知見した。

特徴4：ベイニティックフェライトの結晶粒の平均円相当径が $15 \mu\text{m}$ 以

下である。

[0027] 本実施形態の熱延鋼板、その熱延鋼板を用いた溶融めっき鋼板、及び、熱延鋼板の製造方法は、上述の技術思想に基づいて完成したものであって、次の構成を有する。

[0028] [1]

熱延鋼板であって、

質量%で、

C : 0.040~0.120%、

Si : 0.01~0.60%、

Mn : 0.50~1.50%、

P : 0.025%以下、

S : 0.010%以下、

Al : 0.010~0.070%、

N : 0.0070%以下、

Ti : 0.055~0.200%、及び、

B : 0.0010~0.0050%、を含有し、

残部はFe及び不純物からなり、

ミクロ組織において、ベイニティックフェライトの面積率は85%以上であり、

転位密度は $8.0 \times 10^{13} \sim 100.0 \times 10^{13} / \text{m}^2$ であり、

前記熱延鋼板中のTi炭化物の平均円相当径は10nm以下であり、

前記ベイニティックフェライトの結晶粒の平均円相当径は15 μm 以下である、

熱延鋼板。

[0029] [2]

熱延鋼板であって、

質量%で、

C : 0.040~0.120%、

Si : 0.01~0.60%、

Mn : 0.50~1.50%、

P : 0.025%以下、

S : 0.010%以下、

Al : 0.010~0.070%、

N : 0.0070%以下、

Ti : 0.055~0.200%、及び、

B : 0.0010~0.0050%、を含有し、

さらに、第1群及び第2群からなる群から選択される1種以上を含有し、
残部はFe及び不純物からなり、

ミクロ組織において、ベイニティックフェライトの面積率は85%以上で
あり、

転位密度は $8.0 \times 10^{13} \sim 100.0 \times 10^{13} / \text{m}^2$ であり、

前記熱延鋼板中のTi炭化物の平均円相当径は10nm以下であり、

前記ベイニティックフェライトの結晶粒の平均円相当径は15 μm 以下で
ある、

熱延鋼板。

[第1群]

Nb : 0.20%以下、及び、

V : 0.20%以下、からなる群から選択される1種以上

[第2群]

Cr : 1.0%以下、及び、

Mo : 1.0%以下、からなる群から選択される1種以上

[0030] [3]

[2]に記載の熱延鋼板であって、

前記第1群を含有する、

熱延鋼板。

[0031] [4]

〔２〕又は〔３〕に記載の熱延鋼板であって、
前記第２群を含有する、
熱延鋼板。

[0032] 〔５〕

〔１〕～〔４〕のいずれか１項に記載の熱延鋼板と、
前記熱延鋼板の表面上に形成されており、質量％でＺｎを６５．００％以上含有する溶融亜鉛系めっき層と、を備える、
溶融めっき鋼板。

[0033] 〔６〕

〔１〕～〔４〕のいずれか１項に記載の熱延鋼板の製造方法であって、
粗圧延機を用いて素材を粗圧延して粗バーを製造する粗圧延工程と、
仕上げ圧延機を用いて前記粗バーを仕上げ圧延して鋼板を製造し、仕上げ
圧延温度ＦＴを８５０～９５０℃とする仕上げ圧延工程と、
仕上げ圧延完了後の前記鋼板を冷却する冷却工程と、
冷却工程後の前記鋼板を４７０～６２０℃の巻取温度で巻き取る巻取工程
とを備え、
前記冷却工程では、
前記仕上げ圧延が完了してから３秒以内に、冷却設備を用いた前記鋼板の
冷却を開始し、
前記冷却設備で冷却を開始してから前記鋼板の温度が切替温度ＳＴに到達
するまでの期間を前段冷却期間と定義し、前記切替温度ＳＴから前記鋼板の
温度が巻取温度に到達するまでの期間を後段冷却期間と定義したとき、
前記前段冷却期間での冷却速度である前段冷却速度ＣＲ１を２５℃／秒未
満とし、
前記切替温度ＳＴを７３０～８３０℃とし、
前記後段冷却期間での冷却速度である後段冷却速度ＣＲ２を２５℃／秒以
上とする、
熱延鋼板の製造方法。

[0034] 以下、本実施形態による熱延鋼板及び溶融めっき鋼板について詳述する。
元素に関する「%」は、特に断りがない限り、質量%を意味する。

[0035] [熱延鋼板]
[化学組成]

本実施形態による熱延鋼板の化学組成は、次の元素を含有する。

[0036] C : 0.040 ~ 0.120%

炭素 (C) は、Ti と結合して Ti 炭化物を生成する。Ti 炭化物は析出強化により熱延鋼板の強度を高め、かつ、加工性を高める。C はさらに、化学組成中の Ti 含有量が 0.055 ~ 0.200% である場合に、ベイニティックフェライトを生成しやすくする。C 含有量が 0.040% 未満であれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、高い強度が得られない。具体的には、熱延鋼板の引張強度 TS が 780 MPa 以上になりにくい。さらに、転位密度が過剰に高くなり、熱延鋼板の加工性が低下する。

一方、C 含有量が 0.120% を超えれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、ミクロ組織においてポリゴナルフェライトが生成しやすくなる。そのため、熱延鋼板のベイニティックフェライトの面積率が低下する。さらに、熱延鋼板の転位密度が低下する。さらに、ベイニティックフェライトの結晶粒の平均円相当径も粗大となる。その結果、熱延鋼板の剛性が低下する。

したがって、C 含有量は 0.040 ~ 0.120% である。

C 含有量の好ましい下限は 0.042% であり、さらに好ましくは 0.044% であり、さらに好ましくは 0.046% である。

C 含有量の好ましい上限は 0.115% であり、さらに好ましくは 0.110% であり、さらに好ましくは 0.105% である。

[0037] Si : 0.01 ~ 0.60%

シリコン (Si) は鋼を脱酸する。Si はさらに、固溶強化により熱延鋼板の強度を高める。Si 含有量が 0.01% 未満であれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、上記効果が十分に得られない。

一方、Si含有量が0.60%を超えれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、熱延鋼板においてポリゴナルフェライトが生成しやすくなる。そのため、熱延鋼板のベイニティックフェライトの面積率が低下する。さらに、熱延鋼板の転位密度が低下する。さらに、ベイニティックフェライトの結晶粒の平均円相当径も粗大となる。その結果、熱延鋼板の剛性が低下する。

したがって、Si含有量は0.01~0.60%である。

Si含有量の好ましい下限は0.02%であり、さらに好ましくは0.03%であり、さらに好ましくは0.04%である。

Si含有量の好ましい上限は0.55%であり、さらに好ましくは0.50%であり、さらに好ましくは0.45%である。

[0038] Mn: 0.50~1.50%

マンガン(Mn)は、固溶強化により熱延鋼板の強度を高める。Mn含有量が0.50%未満であれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、上記効果が十分に得られない。

一方、Mn含有量が1.50%を超えれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、熱延鋼板中にMn偏析が生じやすくなる。Mn含有量が1.50%を超えればさらに、熱延鋼板において、ベイナイトが生成しやすくなる。そのため、熱延鋼板のベイニティックフェライトの面積率が低下し、転位密度が過剰に高くなる。そのため、熱延鋼板の加工性が低下する。

したがって、Mn含有量は0.50~1.50%である。

Mn含有量の好ましい下限は0.55%であり、さらに好ましくは0.60%であり、さらに好ましくは0.65%である。

Mn含有量の好ましい上限は1.40%であり、さらに好ましくは1.30%であり、さらに好ましくは1.20%である。

[0039] P: 0.025%以下

リン(P)は不純物である。Pは粒界に偏析して熱延鋼板の加工性を低下する。Pはさらに、熱延鋼板の溶接性を低下する。P含有量が0.025%

を超えれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、熱延鋼板の加工性及び溶接性が顕著に低下する。

したがって、P含有量は0.025%以下である。

P含有量はなるべく低い方が好ましい。しかしながら、P含有量の過剰な低減は、生産性を低下し、製造コストを高める。したがって、通常の工業生産を考慮した場合、P含有量の好ましい下限は0%超であり、さらに好ましくは0.001%であり、さらに好ましくは0.002%であり、さらに好ましくは0.003%である。

P含有量の好ましい上限は0.023%であり、さらに好ましくは0.020%であり、さらに好ましくは0.015%である。

[0040] S : 0.010%以下

硫黄(S)は不純物である。Sは結晶粒界に偏析して熱延鋼板の加工性を低下する。S含有量が0.010%を超えれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、熱延鋼板の加工性が顕著に低下する。

したがって、S含有量は0.010%以下である。

S含有量はなるべく低い方が好ましい。しかしながら、S含有量の過剰な低減は、生産性を低下し、製造コストを高める。したがって、通常の工業生産を考慮した場合、S含有量の好ましい下限は0%超であり、さらに好ましくは0.001%であり、さらに好ましくは0.002%であり、さらに好ましくは0.003%である。

S含有量の好ましい上限は0.009%であり、さらに好ましくは0.008%である。

[0041] Al : 0.010~0.070%

アルミニウム(Al)は、鋼を脱酸する。Alはさらに、Nと結合してAl窒化物を形成する。これにより、BがNと結合するのを抑制する。Al含有量が0.010%未満であれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、上記効果が十分に得られない。

一方、Al含有量が0.070%を超えれば、他の元素含有量が本実施形

態の範囲内であっても、粗大なA I窒化物が過剰に生成する。そのため、熱延鋼板の加工性が低下する。

したがって、A I含有量は0.010～0.070%である。

A I含有量の好ましい下限は0.012%であり、さらに好ましくは0.014%であり、さらに好ましくは0.016%である。

A I含有量の好ましい上限は0.065%であり、さらに好ましくは0.060%であり、さらに好ましくは0.055%である。

[0042] N : 0.0070%以下

窒素(N)は不純物である。NはBと結合してBNを形成し、熱延鋼板中の固溶B量を低減する。Nはさらに、Tiと結合してTiNを形成し、Ti炭化物の形成を阻害する。N含有量が0.0070%を超えれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、BN及びTiNが過剰に生成する。その結果、熱延鋼板の耐LME性が低下する。さらに、熱延鋼板の強度も低下する。

したがって、N含有量は0.0070%以下である。

N含有量はなるべく低い方が好ましい。しかしながら、N含有量の過剰な低減は、生産性を低下し、製造コストを高める。したがって、通常の工業生産を考慮した場合、N含有量の好ましい下限は0%超であり、さらに好ましくは0.0001%であり、さらに好ましくは0.0005%であり、さらに好ましくは0.0010%である。

N含有量の好ましい上限は0.0060%であり、さらに好ましくは0.0050%であり、さらに好ましくは0.0040%である。

[0043] Ti : 0.055～0.200%

チタン(Ti)はCと結合してTi炭化物を形成する。Ti炭化物は、析出強化により、熱延鋼板の強度を高める。さらに、C含有量が0.040～0.120%である場合、Tiが適切な含有量であれば、熱延鋼板中にベイニティックフェライトが生成しやすくなる。Ti含有量が0.055%未満であれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、ポリゴナルフ

フェライトが生成しやすくなる。そのため、熱延鋼板のベイニティックフェライトの面積率が低下し、さらに、熱延鋼板の転位密度も低下する。さらに、ベイニティックフェライトの結晶粒の平均円相当径が粗大となる。その結果、熱延鋼板の剛性が低下する。

一方、Ti含有量が0.200%を超えれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、熱延鋼板中の転位密度が過剰に高くなる。その結果、熱延鋼板の加工性が低下する。

したがって、Ti含有量は0.055~0.200%である。

Ti含有量の好ましい下限は0.060%であり、さらに好ましくは0.065%であり、さらに好ましくは0.070%であり、さらに好ましくは0.075%であり、さらに好ましくは0.080%であり、さらに好ましくは0.085%である。

Ti含有量の好ましい上限は0.190%であり、さらに好ましくは0.180%であり、さらに好ましくは0.170%である。

[0044] B: 0.0010~0.0050%

ボロン(B)は熱延鋼板に固溶して、旧オーステナイト粒界に偏析する。偏析したBは、粒界強度を高める。そのため、Bは、熱延鋼板の耐LME性を高める。Bはさらに、鋼の焼入れ性を高める。B含有量が0.0010%未満であれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、熱延鋼板の耐LME性が十分に得られない。さらに、焼入れ性が不足するため、転位密度が低下する。さらに、ベイニティックフェライトの面積率が低下する。さらに、オーステナイトからフェライトへの変態開始温度が高まる。この場合、Ti炭化物の析出開始温度も高まる。そのため、Ti炭化物が粗大になる。その結果、熱延鋼板の強度が低下し、剛性も低下する。

一方、B含有量が0.0050%を超えれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、焼入れ性が過剰に高くなる。この場合、熱延鋼板の転位密度が過剰に高くなる。さらに、ベイニティックフェライトの面積率が低下する。その結果、鋼板の加工性が低下する。B含有量が0.0050%

を超えればさらに、耐LME性が低下する。

したがって、B含有量は0.0010～0.0050%である。

B含有量の好ましい下限は0.0015%であり、さらに好ましくは0.0020%であり、さらに好ましくは0.0025%である。

B含有量の好ましい上限は0.0045%であり、さらに好ましくは0.0040%であり、さらに好ましくは0.0035%である。

[0045] 本実施形態の熱延鋼板の化学組成の残部は、Fe及び不純物からなる。ここで、不純物とは、熱延鋼板を工業的に製造する際に、原料としての鉱石、スクラップ、又は、製造環境などから混入されるものであって、意図的に含有されるものではなく、本実施形態の熱延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。

[0046] [任意元素 (optional elements)]

本実施形態の熱延鋼板の化学組成はさらに、Feの一部に代えて、第1群及び第2群からなる群から選択される1種以上を含有してもよい。

[第1群]

Nb : 0.20%以下、及び、

V : 0.20%以下、からなる群から選択される1種以上

[第2群]

Cr : 1.0%以下、及び、

Mo : 1.0%以下、からなる群から選択される1種以上

これらはいずれも任意元素である。以下、第1群及び第2群について説明する。

[0047] [第1群 : Nb及びV]

本実施形態の熱延鋼板は、Feの一部に代えて、第1群を含有してもよい。これらの元素はいずれも、Cと結合して炭化物を形成し、熱延鋼板の強度を高める。以下、各元素について説明する。

[0048] Nb : 0.20%以下

ニオブ (Nb) は任意元素であり、含有されなくてもよい。つまり、Nb

含有量は0%であってもよい。

含有される場合、つまり、Nb含有量が0%超である場合、NbはCと結合してNb炭化物を形成する。Nb炭化物は、析出強化により熱延鋼板の強度を高める。Nbが少しでも含有されれば、上記効果がある程度得られる。

しかしながら、Nb含有量が0.20%を超えれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、Nb炭化物が過剰に生成する。この場合、熱延鋼板の加工性が低下する。

したがって、Nb含有量は0~0.20%であり、含有される場合、Nb含有量は0.20%以下である。

Nb含有量の好ましい下限は0.01%であり、さらに好ましくは0.05%であり、さらに好ましくは0.08%である。

Nb含有量の好ましい上限は0.18%であり、さらに好ましくは0.16%であり、さらに好ましくは0.14%である。

[0049] V: 0.20%以下

バナジウム(V)は任意元素であり、含有されなくてもよい。つまり、V含有量は0%であってもよい。

含有される場合、つまり、V含有量が0%超である場合、VはCと結合してV炭化物を形成する。V炭化物は、析出強化により熱延鋼板の強度を高める。Vが少しでも含有されれば、上記効果がある程度得られる。

しかしながら、V含有量が0.20%を超えれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、V炭化物が過剰に生成する。この場合、熱延鋼板の加工性が低下する。

したがって、V含有量は0~0.20%であり、含有される場合、V含有量は0.20%以下である。

V含有量の好ましい下限は0.01%であり、さらに好ましくは0.05%であり、さらに好ましくは0.08%である。

V含有量の好ましい上限は0.18%であり、さらに好ましくは0.16%であり、さらに好ましくは0.14%である。

[0050] [第2群：C r及びM o]

本実施形態の熱延鋼板は、F eの一部に代えて、第2群を含有してもよい。これらの元素はいずれも、熱延鋼板の耐LME性を高める。以下、各元素について説明する。

[0051] C r：1.0%以下

クロム（C r）は任意元素であり、含有されなくてもよい。つまり、C r含有量は0%であってもよい。

含有される場合、つまり、C r含有量が0%超である場合、C rは旧オーステナイト粒界に偏析して、熱延鋼板の耐LME性を高める。C rが少しでも含有されれば、上記効果がある程度得られる。

しかしながら、C r含有量が1.0%を超えれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、熱延鋼板の加工性が低下する。

したがって、C r含有量は0～1.0%であり、含有される場合、C r含有量は1.0%以下である。

C r含有量の好ましい下限は0.1%であり、さらに好ましくは0.2%であり、さらに好ましくは0.3%である。

C r含有量の好ましい上限は0.9%であり、さらに好ましくは0.8%であり、さらに好ましくは0.7%である。

[0052] M o：1.0%以下

モリブデン（M o）は任意元素であり、含有されなくてもよい。つまり、M o含有量は0%であってもよい。含有される場合、つまり、M o含有量が0%超である場合、M oは旧オーステナイト粒界に偏析して、熱延鋼板の耐LME性を高める。M oが少しでも含有されれば、上記効果がある程度得られる。

しかしながら、M o含有量が1.0%を超えれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、熱延鋼板の加工性が低下する。

したがって、M o含有量は0～1.0%であり、含有される場合、M o含有量は1.0%以下である。

Mo含有量の好ましい下限は0.1%であり、さらに好ましくは0.2%であり、さらに好ましくは0.3%である。

Mo含有量の好ましい上限は0.9%であり、さらに好ましくは0.8%であり、さらに好ましくは0.7%である。

[0053] [熱延鋼板の化学組成の測定方法]

本実施形態の熱延鋼板の化学組成は、JIS G0321:2017に準拠した周知の成分分析法で測定できる。具体的には、ドリル等の切削工具を用いて、熱延鋼板から切粉を採取する。採取された切粉を酸に溶解させて溶液を得る。溶液に対して、ICP-MAS (Inductively Coupled Plasma Mass Spectrometry) を実施して、化学組成の元素分析を実施する。C含有量及びS含有量については、周知の高周波燃焼法（燃焼－赤外線吸収法）により求める。N含有量については、周知の不活性ガス溶融－熱伝導度法を用いて求める。

[0054] なお、各元素含有量は、本実施形態で規定された有効数字に基づいて、測定された数値の端数を四捨五入して、本実施形態で規定された各元素含有量の最小桁までの数値とする。例えば、本実施形態の鋼材のC含有量は小数第三位までの数値で規定される。したがって、C含有量は、測定された数値の小数第四位を四捨五入して得られた小数第三位までの数値とする。

本実施形態の鋼材のC含有量以外の他の元素含有量も同様に、測定された値に対して、本実施形態で規定された最小桁までの数値の端数を四捨五入して得られた値を、当該元素含有量とする。

なお、四捨五入とは、端数が5未満であれば切り捨て、端数が5以上であれば切り上げることを意味する。

[0055] [本実施形態の熱延鋼板の化学組成以外の他の特徴]

本実施形態の熱延鋼板は、化学組成中の各元素含有量が本実施形態の範囲内であり、かつ、次の特徴1～特徴4を満たす。

特徴1：ミクロ組織中のベイニティックフェライトの面積率が85%以上である。

特徴2：転位密度は $8.0 \times 10^{13} \sim 100.0 \times 10^{13} / \text{m}^2$ である。

特徴3：熱延鋼板中のTi炭化物の平均円相当径が10nm以下である。

特徴4：ベイニティックフェライトの結晶粒の平均円相当径が15μm以下である。

以下、各特徴について説明する。

[0056] [特徴1：ベイニティックフェライトの面積率]

本実施形態の熱延鋼板のミクロ組織では、ベイニティックフェライトの面積率が85%以上である。本実施形態の熱延鋼板のミクロ組織は、ベイニティックフェライト単相であってもよい。本実施形態の熱延鋼板のミクロ組織が、ベイニティックフェライトと他の相とからなる場合、他の相は例えば、ポリゴナルフェライト、パーライト、ベイナイト、及びセメントライトからなる群から選択される1種以上である。

[0057] ベイニティックフェライトは、ポリゴナルフェライト、及び、ベイナイトと、次の点で区別可能である。

[0058] [ベイニティックフェライトとポリゴナルフェライトとの区別]

ベイニティックフェライトは結晶方位がわずかに異なる粒の集合体である。そのため、結晶粒内にコントラストの差が認められる。一方、ポリゴナルフェライトは粒内の結晶方位差がほとんどない組織である。そのため、結晶粒内は均一なコントラストで観察される。したがってベイニティックフェライトは、結晶方位差に起因したコントラストに基づいて、ポリゴナルフェライトと区別可能である。

[0059] [ベイニティックフェライトとベイナイトとの区別]

ベイニティックフェライトの結晶構造は、ベイナイトの結晶構造と同様に、bcc構造である。したがって、結晶構造に基づいて、ベイニティックフェライトをベイナイトと区別することは困難である。さらに、結晶方位差に基づいて、ベイニティックフェライトをベイナイトと区別することは困難である。しかしながら、ベイニティックフェライトは、結晶粒内及び結晶粒界でのFe炭化物の有無に基づいて、ベイナイトと区別可能である。ここで、

F e炭化物とは、F eを含有する炭化物であり、例えば、セメントaitである。

[0060] 具体的には、ベイニティックフェライトでは、結晶粒内及び結晶粒界にF e炭化物は存在しない。一方、ベイナイトでは、ラス内及び／又はラス境界にF e炭化物が存在している。したがって、結晶粒内及び結晶粒界でのF e炭化物の有無に基づいて、ベイニティックフェライトをベイナイトと区別可能である。

[0061] [ベイニティックフェライトの面積率による効果]

化学組成中の各元素含有量が本実施形態の範囲内である熱延鋼板のミクロ組織において、ベイニティックフェライトの面積率が85%以上であれば、他の特徴2～4を満たすことを前提として、高い強度及び高い剛性が得られる。

[0062] ベイニティックフェライトの面積率の好ましい下限は88%であり、さらに好ましくは90%であり、さらに好ましくは92%であり、さらに好ましくは94%であり、さらに好ましくは96%である。

[0063] [ベイニティックフェライトの面積率の測定方法]

ベイニティックフェライトの面積率は、次の方法で求めることができる。

電界放出型走査電子顕微鏡（F E－S E M）を用いてミクロ組織観察を行う。ミクロ組織観察は、電子チャネリングコントラスト像（E C C I : E l e c t r o n C h a n n e l i n g C o n t r a s t I m a g e）により行う。観察条件は、加速電圧20kV、傾斜（T）＝0°、反射電子モード、とする。結晶方位の測定には電子線後方散乱回折法（E B S D : E l e c t r o n B a c k S c a t t e r D i f f r a c t i o n）を用いる。

[0064] 試験片は、熱延鋼板の板幅中央位置から採取する。測定位置は、試験片の表面から熱延鋼板の板厚方向に板厚／4深さの位置とし、測定範囲は100μm×100μm、測定間隔は0.1μmとする。測定範囲はL方向（熱延鋼板の長手方向）及びT方向（熱延鋼板の厚さ方向）を含む縦断面とする。

[0065] 測定データを、解析ソフトを用いて以下の手順で解析して、ポリゴナルフェライト及びベイニティックフェライトの識別、及び、定量化を行う。

(手順1)

15°以上の粒界に囲まれた領域を、一つの結晶粒として定義する。なお、15°以上の粒界に囲まれた領域の円相当径が1.0μm以下である場合、その領域は測定ノイズであると判断して、結晶粒とは認定しない。つまり、測定ノイズと判定された領域は対象外とする。

(手順2)

各結晶粒内の結晶方位差の平均値 (Grain Average Misorientation: 以下、GAM値という) を算出する。GAM値が0.5°以下の結晶粒をポリゴナルフェライトと定義する。GAM値が0.5°を超える結晶粒をベイニティックフェライトと定義する。

[0066] なお、上述のミクロ組織観察において、ベイニティックフェライト及びポリゴナルフェライトと異なる相 (パーライト、ベイナイト、セメンタイト) は、コントラストにより容易に区別できる。

[0067] 識別されたベイニティックフェライトを定量する。そして、定量したベイニティックフェライトの面積と、測定範囲の総面積 (100μm×100μm) とに基づいて、ベイニティックフェライトの面積率 (%) を求める。なお、測定ノイズと判定された領域は、測定範囲の総面積から除外する。

[0068] なお、GAM値を求めるためのEBSD解析プログラムは、周知のプログラムを用いればよい。例えば、(株) TSLソリューションズ製のOIM Data Collection/Analysis 6.2.0を用いてもよい。

[0069] [特徴2: 転位密度]

本実施形態の熱延鋼板ではさらに、転位密度が $8.0 \times 10^{13} \sim 100.0 \times 10^{13} / \text{m}^2$ である。

[0070] 転位密度が高ければ、熱延鋼板の剛性が高くなる。上述のとおり、ベイニティックフェライトの歪量はポリゴナルフェライトの歪量よりも高い。した

がって、ベイニティックフェライトの転位密度はポリゴナルフェライトよりも高い。そのため、熱延鋼板のミクロ組織において、ベイニティックフェライトの面積率が85%以上であれば、転位密度は高く、熱延鋼板の強度は高くなる。しかしながら、化学組成中の各元素含有量が本実施形態の範囲内の熱延鋼板が、特徴1、特徴3及び特徴4を満たしていても、転位密度が低すぎれば、剛性が十分に高くない。

[0071] 一方、化学組成中の各元素含有量が本実施形態の範囲内の熱延鋼板が、特徴1、特徴3及び特徴4を満たしていても、転位密度が高すぎれば、熱延鋼板の加工性が低下する。

[0072] 化学組成中の各元素含有量が本実施形態の範囲内の熱延鋼板の転位密度が $8.0 \times 10^{13} \sim 100.0 \times 10^{13} / \text{m}^2$ であれば、特徴1、特徴3及び特徴4を満たすことを前提として、優れた加工性及び優れた耐LME性が得られ、かつ、高い強度及び高い剛性が得られる。

[0073] 転位密度の好ましい下限は $10.0 \times 10^{13} / \text{m}^2$ であり、さらに好ましくは $15.0 \times 10^{13} / \text{m}^2$ であり、さらに好ましくは $20.0 \times 10^{13} / \text{m}^2$ である。

転位密度の好ましい上限は $90.0 \times 10^{13} / \text{m}^2$ であり、さらに好ましくは $80.0 \times 10^{13} / \text{m}^2$ であり、さらに好ましくは $70.0 \times 10^{13} / \text{m}^2$ である。

[0074] [転位密度の測定方法]

本実施形態の熱延鋼板の転位密度は、次の方法で求めることができる。

[0075] 熱延鋼板の板幅中央位置から、転位密度測定用の試験片を採取する。試験片の寸法は幅20mm×長さ20mm×板厚とする。

[0076] 試験片の表面に対して、表面から板厚/4深さ位置まで、#80～#1500のサンドペーパーを用いた研磨、及び、バフ研磨を行って鏡面仕上げとする。さらに、鏡面研磨後の試験片に対して、10体積%の過塩素酸（酢酸溶媒）を用いて、板厚方向に50μm以上の電解研磨を実施して、試験片の表層の歪みを除去する。電解研磨の試験片の表面（観察面）に対し、X線回

折法（XRD：X-Ray Diffraction）により、体心立方構造（bcc構造）の（110）、（211）、（220）面のピークの半値幅 ΔK を求める。

[0077] XRDにおいては、線源をCoK α 線、管電圧を30kV、管電流を100mAとして半値幅 ΔK を測定する。さらに、X線回折装置由来の半値幅を測定するため、LaB $_6$ （六ホウ化ランタン）の粉末を用いる。

[0078] 上述の方法で求めた半値幅 ΔK と、Williamson-Hallの式（式（1））から、試験片の不均一歪 ε を求める。

$$\Delta K \times \cos \theta / \lambda = 0.9 / D + 2 \varepsilon \times \sin \theta / \lambda \quad (1)$$

ここで、式（1）中において、 θ ：回折角度（°）、 λ ：X線の波長（nm）、 D ：結晶子サイズ（nm）、を意味する。

[0079] 求めた不均一歪 ε と、式（11）とを用いて、転位密度 ρ （/m 2 ）を求める。

$$\rho = 14.4 \times \varepsilon^2 / b^2 \quad (11)$$

ここで、式（11）中において、 b は体心立方構造（鉄）のバーガースベクトル（ $b = 0.248$ （nm））である。

[0080] [特徴3：Ti炭化物の平均円相当径]

本実施形態の熱延鋼板ではさらに、熱延鋼板中のTi炭化物の平均円相当径が10nm以下である。ここで、円相当径とは、Ti炭化物の面積と同じ面積の円の直径を意味する。

[0081] 上述のとおり、Ti炭化物は析出強化により熱延鋼板の強度を高める。化学組成中の各元素含有量が本実施形態の範囲内である熱延鋼板において、Ti炭化物の平均円相当径が10nmを超えれば、熱延鋼板中のTi炭化物が粗大である。Ti炭化物が粗大であれば、十分な析出強化が得られない。その結果、熱延鋼板の強度が十分に高くない。

[0082] 化学組成中の各元素含有量が本実施形態の範囲内である熱延鋼板において、Ti炭化物の平均円相当径が10nm以下であれば、他の特徴1、2及び4を満たすことを前提として、優れた加工性及び優れた耐LME性を維持し

つつ、高い強度及び高い剛性が得られる。

- [0083] Ti炭化物の平均円相当径の好ましい上限は9 nmであり、さらに好ましくは8 nmである。

Ti炭化物の平均円相当径の下限は特に限定されない。Ti炭化物の平均円相当径の好ましい下限は2 nmであり、さらに好ましくは3 nmであり、さらに好ましくは4 nmであり、さらに好ましくは5 nmである。

- [0084] [Ti炭化物の平均円相当径の測定方法]

Ti炭化物の平均円相当径は次の方法で求めることができる。熱延鋼板の板幅中央位置から熱延鋼板の板厚のサンプルを採取する。エメリー紙を用いてサンプルの両側から研削研磨を行い、表面から板厚/4深さの位置を中心として厚さ50 μ mのサンプルを作成する。その後、直径3 mmの円盤状サンプルを採取する。円盤状サンプルを10%過塩素酸-氷酢酸溶液中に浸漬して電解研磨を実施し、厚さ100 nmの薄膜試料を作成する。

- [0085] 作成された薄膜試料の観察面のうち、5視野を透過型電子顕微鏡 (TEM : Transmission Electron Microscope) で観察する。倍率は60万倍とする。各視野は200 nm×170 nmとする。

- [0086] 各視野において、コントラストに基づいて、析出物を特定する。特定された析出物に対して、EDSによる成分分析を実施する。EDSによる分析の結果、Ti及びCが検出された析出物を、Ti炭化物と特定する。特定された各Ti炭化物の円相当径を求める。5視野で確認された全てのTi炭化物の円相当径の算術平均値を、Ti炭化物の平均円相当径 (nm) と定義する。

- [0087] [特徴4 : ベイニティックフェライトの結晶粒の平均円相当径]

本実施形態の熱延鋼板のミクロ組織ではさらに、ベイニティックフェライトの結晶粒の平均円相当径が15 μ m以下である。ここで、円相当径とは、結晶粒の面積と同じ面積の円の直径を意味する。

- [0088] ベイニティックフェライトの結晶粒のサイズは、剛性に強く影響する。化

学組成中の各元素含有量が本実施形態の範囲内である熱延鋼板において、特徴1～特徴3を満たしていても、ベイニティックフェライトの結晶粒の円相当径が $15\mu\text{m}$ を超えれば、高い強度、優れた加工性及び優れた耐LME性は得られるものの、十分な剛性が得られない。

[0089] 化学組成中の各元素含有量が本実施形態の範囲内である熱延鋼板において、ベイニティックフェライトの結晶粒の平均円相当径が $15\mu\text{m}$ 以下であれば、他の特徴1～特徴3を満たすことを前提として、高い強度、優れた加工性及び優れた耐LME性ととも、高い剛性が得られる。

[0090] ベイニティックフェライトの結晶粒の平均円相当径の好ましい上限は $14\mu\text{m}$ であり、さらに好ましくは $13\mu\text{m}$ であり、さらに好ましくは $12\mu\text{m}$ である。

ベイニティックフェライトの結晶粒の平均円相当径の下限は特に限定されない。ベイニティックフェライトの結晶粒の平均円相当径の好ましい下限は $1\mu\text{m}$ であり、さらに好ましくは $2\mu\text{m}$ であり、さらに好ましくは $3\mu\text{m}$ であり、さらに好ましくは $5\mu\text{m}$ である。

[0091] [ベイニティックフェライトの結晶粒の円相当径の測定方法]

熱延鋼板のベイニティックフェライトの結晶粒の円相当径は、次の方法で求めることができる。上述の[ベイニティックフェライトの面積率の測定方法]に記載の方法により、ミクロ組織観察で識別されたベイニティックフェライトの各結晶粒の円相当径を求める。得られた円相当径の算術平均値を、ベイニティックフェライトの結晶粒の平均円相当径(μm)と定義する。なお、 15° 以上の粒界に囲まれた領域の円相当径が $1.0\mu\text{m}$ 以下である場合、その領域は測定ノイズであると判断して、結晶粒とは認定しない。つまり、 15° 以上の粒界に囲まれた領域の円相当径が $1.0\mu\text{m}$ 以下である場合、その領域は対象外とする。

[0092] 以上のとおり、本実施形態の熱延鋼板は、化学組成中の各元素含有量が上述の範囲内であり、さらに、特徴1～特徴4を満たす。そのため、高い強度、優れた加工性、及び、熱延鋼板の表面に溶融亜鉛系めっき層が形成された

場合において、優れた耐LME性を有し、さらに、高い剛性を有する。

[0093] 具体的には、本実施形態の熱延鋼板において、強度の指標である引張強度は780MPa以上である。さらに、加工性の指標である全伸びは14.0%以上である。さらに、剛性の指標である降伏比は85%以上である。

[0094] 熱延鋼板の引張強度の好ましい下限は785MPaであり、さらに好ましくは790MPaであり、さらに好ましくは795MPaであり、さらに好ましくは800MPaである。熱延鋼板の引張強度の上限は特に限定されないが、例えば、950MPaである。

[0095] 熱延鋼板の全伸びの好ましい下限は14.5%であり、さらに好ましくは15.0%であり、さらに好ましくは15.5%である。熱延鋼板の全伸びの上限は特に限定されないが、例えば、20.0%である。

[0096] 熱延鋼板の降伏比の好ましい下限は86%であり、さらに好ましくは87%であり、さらに好ましくは88%であり、さらに好ましくは89%である。

[0097] [引張強度、全伸び、及び、降伏比の測定方法]

熱延鋼板の引張強度、全伸び、及び、降伏比は、JIS Z2241:2011に準拠した引張試験により求めることができる。

[0098] 具体的には、熱延鋼板の板幅中央位置から、JIS Z2241:2011に規定のJIS5号試験片に相当する板状引張試験片を採取する。試験片の長手方向は、熱延鋼板の圧延方向と直交する方向とする。JIS Z2241:2011に準拠して、常温、大気中にて引張試験を実施して、降伏強度YS、引張強度TS、全伸びTELを求める。このとき、0.2%耐力を降伏強度YS(MPa)と定義する。得られた降伏強度YS(MPa)及び引張強度TS(MPa)を用いて、次の式により降伏比YRを求める。

$$\text{降伏比 } YR = YS / TS$$

[0099] [本実施形態の熱延鋼板を用いた溶融めっき鋼板について]

本実施形態の溶融めっき鋼板は、上述の本実施形態の熱延鋼板と、主としてZnを含有する溶融亜鉛系めっき層とを備える。溶融亜鉛系めっき層は、

熱延鋼板の表面上に形成される。溶融亜鉛系めっき層は公知の構成を有する。以下、溶融亜鉛系めっき層について説明する。

[0100] [溶融亜鉛系めっき層について]

上述のとおり、溶融亜鉛系めっき層は、主としてZnを含有する。具体的には、溶融亜鉛系めっき層は、質量%で65.00%以上のZnを含有する。溶融亜鉛系めっき層は、いわゆる、溶融亜鉛めっき(GI)からなる層であってもよい。溶融亜鉛めっきは、質量%で1.00%以下のZn以外の元素を含有し、残部がZnからなる。溶融亜鉛系めっき層のZn含有量が質量%で65.00%以上であれば、十分な耐食性が得られる。溶融亜鉛系めっき層のZn含有量の好ましい下限は70.00%であり、さらに好ましくは73.00%である。

[0101] [溶融亜鉛系めっき層の化学組成について]

溶融亜鉛系めっき層は、GI以外の化学組成を有してもよい。溶融亜鉛系めっき層の化学組成は周知の範囲でよい。溶融亜鉛系めっき層の化学組成は例えば、次の元素を含有する。

[0102] [必須元素]

Al: 0.05~35.00%

アルミニウム(Al)は易酸化元素であり、犠牲防食によって溶融亜鉛系めっき層の耐食性を高める。Al含有量が0.05~35.00%であれば、上記効果が十分に得られる。

Al含有量の好ましい下限は0.08%であり、さらに好ましくは0.10%であり、さらに好ましくは0.15%である。Al含有量の好ましい上限は33.00%であり、さらに好ましくは30.00%であり、さらに好ましくは28.00%であり、さらに好ましくは25.00%であり、さらに好ましくは23.00%であり、さらに好ましくは21.00%である。

[0103] 本実施形態による溶融亜鉛系めっき層の化学組成の残部は、Zn及び不純物からなる。ここで、不純物とは、溶融亜鉛めっき処理を実施する際に、原料から混入されるものであって、意図的に含有させるものではないものを意

味する。

[0104] [任意元素について]

本実施形態による溶融亜鉛系めっき層の化学組成はさらに、Znの一部に代えて、次の第1群～第7群から選択される1元素以上を含有してもよい。以下、第1群～第7群について説明する。

[第1群] Mg : 30.0%以下

[第2群 (Sn群)] Sn : 2.00%以下、Bi : 2.00%以下、及び、In : 2.00%以下、からなる群から選択される1種以上

[第3群 (Ca群)] Ca : 3.00%以下、Y : 3.00%以下、La : 3.00%以下、及び、Ce : 3.00%以下、からなる群から選択される1種以上

[第4群] Si : 2.50%以下

[第5群 (Cr群)] Cr : 0.5%以下、Ti : 0.5%以下、Ni : 0.5%以下、Co : 0.5%以下、V : 0.5%以下、Nb : 0.5%以下、Cu : 0.5%以下、及び、Mn : 0.5%以下、からなる群から選択される1種以上

[第6群] Fe : 5.0%以下

[第7群 (Sr群)] Sr : 0.5%以下、Sb : 0.5%以下、Pb : 0.5%以下、及び、B : 0.5%以下、からなる群から選択される1種以上

[0105] [第1群 (Mg)]

Mg : 30.0%以下

マグネシウム (Mg) は任意元素であり、含有されなくてもよい。すなわち、Mg含有量は0%であってもよい。

Mgは易酸化元素であり、犠牲防食によって溶融亜鉛系めっき層の耐食性を高める。Mg含有量が少しでも含有されれば、上記効果はある程度得られる。

しかしながら、Mg含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の

範囲内であっても、酸化ドロスが増加する。この場合、溶融めっき鋼板の外観品質が低下する。

したがって、Mg含有量は0～30.0%であり、含有される場合、Mg含有量は30.0%以下である。

Mg含有量の好ましい下限は0%超であり、さらに好ましくは0.1%であり、さらに好ましくは0.5%であり、さらに好ましくは1.0%であり、さらに好ましくは2.0%である。

Mg含有量の好ましい上限は25.0%であり、さらに好ましくは20.0%であり、さらに好ましくは15.0%であり、さらに好ましくは10.0%であり、さらに好ましくは8.0%であり、さらに好ましくは7.0%である。

[0106] [第2群 (Sn、Bi、及び、In)]

Sn：2.00%以下、Bi：2.00%以下、及び、In：2.00%以下、からなる群から選択される1種以上

[0107] スズ (Sn)、ビスマス (Bi) 及び、インジウム (In) は任意元素であり、含有されなくてもよい。すなわち、Sn含有量、Bi含有量、In含有量はそれぞれ0%であってもよい。

これらの元素は、溶融亜鉛系めっき層がMgを含有している場合、Mgと金属間化合物を形成する。その結果、溶融めっき鋼板の耐食性が高まる。Sn、Bi及びInのいずれか1種以上が少しでも含有されれば、上記効果はある程度得られる。

しかしながら、これらの元素含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、溶融亜鉛めっき浴の粘度が高まる。この場合、溶融めっき鋼板の外観品質が低下する。

したがって、Sn含有量は0～2.00%であり、Bi含有量は0～2.00%であり、In含有量は0～2.00%である。含有される場合、Sn含有量は2.00%以下であり、Bi含有量は2.00%以下であり、In含有量は2.00%以下である。

各元素含有量の好ましい下限は0%超であり、さらに好ましくは0.01%であり、さらに好ましくは0.05%である。

各元素含有量の好ましい上限は1.90%であり、さらに好ましくは1.80%であり、さらに好ましくは1.70%である。

[0108] [第3群(Ca、Y、La、及び、Ce)]

Ca: 3.00%以下、Y: 3.00%以下、La: 3.00%以下、及び、Ce: 3.00%以下、からなる群から選択される1種以上

[0109] カルシウム(Ca)、イットリウム(Y)、ランタン(La)、及びセレン(Ce)はいずれも任意元素であり、含有されなくてもよい。すなわち、これらの元素含有量は0%であってもよい。

これらの元素は、溶融亜鉛系めっき層中でAl及びZnと金属間化合物を形成する。その結果、溶融めっき鋼板の耐食性を高める。これらの元素が少しでも含有されれば、上記効果はある程度得られる。

しかしながら、これらの元素含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、酸化ドロスが増加する。この場合、溶融めっき鋼板の外観品質が低下する。

したがって、Ca含有量は0~3.00%であり、Y含有量は0~3.00%であり、La含有量は0~3.00%であり、Ce含有量は0~3.00%である。含有される場合、Ca含有量は3.00%以下であり、Y含有量は3.00%以下であり、La含有量は3.00%以下であり、Ce含有量は3.00%以下である。

各元素含有量の好ましい下限は0%超であり、さらに好ましくは0.01%であり、さらに好ましくは0.05%であり、さらに好ましくは0.10%である。

各元素含有量の好ましい上限は2.80%であり、さらに好ましくは2.50%であり、さらに好ましくは2.00%である。

[0110] [第4群(Si)]

Si: 2.50%以下

ケイ素（S i）は任意元素であり、含有されなくてもよい。すなわち、S i含有量は0%であってもよい。

S iは溶融めっき鋼板の耐食性を高める。S iが少しでも含有されれば、上記効果はある程度得られる。

しかしながら、S i含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、溶融亜鉛めっき浴の粘度が高まる。この場合、溶融めっき鋼板の外観品質が低下する。

したがって、S i含有量は0～2.50%であり、含有される場合、S i含有量は2.50%以下である。

S i含有量の好ましい下限は0%超であり、さらに好ましくは0.01%であり、さらに好ましくは0.05%であり、さらに好ましくは0.10%である。

S i含有量の好ましい上限は2.00%であり、さらに好ましくは1.50%であり、さらに好ましくは1.00%であり、さらに好ましくは0.50%である。

[0111] [第5群（C r、T i、N i、C o、V、N b、C u、及び、M n）]

C r：0.5%以下、T i：0.5%以下、N i：0.5%以下、C o：0.5%以下、V：0.5%以下、N b：0.5%以下、C u：0.5%以下、及び、M n：0.5%以下、からなる群から選択される1種以上

[0112] クロム（C r）、チタン（T i）、ニッケル（N i）、コバルト（C o）、バナジウム（V）、ニオブ（N b）、銅（C u）及びマンガン（M n）はいずれも任意元素であり、含有されなくてもよい。すなわち、これらの元素含有量は0%であってもよい。

これらの元素は溶融めっき鋼板の外観品質を高める。これらの元素はさらに、溶融亜鉛系めっき層中でA lと金属間化合物を形成する。その結果、溶融めっき鋼板の耐食性が高まる。これらの元素が少しでも含有されれば、上記効果はある程度得られる。

しかしながら、これらの元素含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実

施形態の範囲内であっても、溶融亜鉛めっき浴の粘度が高まる。この場合、溶融めっき鋼板の外観品質が低下する。

したがって、C r含有量は0～0.5%であり、T i含有量は0～0.5%であり、N i含有量は0～0.5%であり、C o含有量は0～0.5%であり、V含有量は0～0.5%であり、N b含有量は0～0.5%であり、C u含有量は0～0.5%であり、M n含有量は0～0.5%である。含有される場合、C r含有量は0.5%以下であり、T i含有量は0.5%以下であり、N i含有量は0.5%以下であり、C o含有量は0.5%以下であり、V含有量は0.5%以下であり、N b含有量は0.5%以下であり、C u含有量は0.5%以下であり、M n含有量は0.5%以下である。

各元素含有量の好ましい下限は0%超であり、さらに好ましくは0.1%である。

各元素含有量の好ましい上限は0.5%未満であり、さらに好ましくは0.4%である。

[0113] [第6群 (F e)]

F e : 5.0%以下

鉄 (F e) は任意元素であり、含有されなくてもよい。すなわち、F e含有量は0%であってもよい。

F eは溶融亜鉛系めっき層の硬さを高め、溶融めっき鋼板の加工性を高める。F eが少しでも含有されれば、上記効果がある程度得られる。

しかしながら、F e含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、溶融亜鉛系めっき層の硬さが高くなりすぎる。この場合、溶融めっき鋼板の加工性がかえって低下する。

したがって、F e含有量は0～5.0%であり、含有される場合、F e含有量は5.0%以下である。

F e含有量の好ましい下限は0%超であり、さらに好ましくは0.1%であり、さらに好ましくは0.5%である。

F e含有量の好ましい上限は4.5%であり、さらに好ましくは4.0%

であり、さらに好ましくは3.5%である。

[0114] [第7群 (Sr、Sb、Pb、及び、B)]

Sr : 0.5%以下、Sb : 0.5%以下、Pb : 0.5%以下、及び、
B : 0.5%以下、からなる群から選択される1種以上

[0115] ストロンチウム (Sr)、アンチモン (Sb)、鉛 (Pb) 及びボロン (B) はいずれも任意元素であり、含有されなくてもよい。すなわち、これらの元素含有量は0%であってもよい。

これらの元素は溶融亜鉛系めっき層の金属光沢を高め、溶融めっき鋼板の外観品質を高める。これらの元素が少しでも含有されれば、上記効果はある程度得られる。

しかしながら、これらの元素含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、酸化ドロスが増加する。この場合、溶融めっき鋼板の外観品質が低下する。

したがって、Sr含有量は0~0.5%であり、Sb含有量は0~0.5%であり、Pb含有量は0~0.5%であり、B含有量は0~0.5%である。含有される場合、Sr含有量は0.5%以下であり、Sb含有量は0.5%以下であり、Pb含有量は0.5%以下であり、B含有量は0.5%以下である。

各元素含有量の好ましい下限は0%超であり、さらに好ましくは0.1%である。

各元素含有量の好ましい上限は0.5%未満であり、さらに好ましくは0.4%である。

[0116] [溶融亜鉛系めっき層の化学組成の測定方法]

溶融亜鉛系めっき層の化学組成は、次の方法で求めることができる。インヒビター入りの塩酸を用いて、溶融亜鉛系めっき層を溶解させる。インヒビターは、例えば、朝日化学工業株式会社製の商品名イビットを用いることができる。上述の熱延鋼板の化学組成分析と同様に、溶解液に対して元素分析を実施する。以上の方法により、溶融亜鉛系めっき層の化学組成を求めるこ

とができる。

[0117] 以上の熱延鋼板及び溶融亜鉛系めっき層を備える溶融めっき鋼板は、高い強度、高い剛性及び優れた加工性だけでなく、優れた耐LME性を有する。

[0118] [熱延鋼板の製造方法]

本実施形態による熱延鋼板の製造方法の一例を説明する。以降に説明する熱延鋼板の製造方法は、本実施形態による熱延鋼板を製造するための一例である。したがって、上述の構成を有する熱延鋼板は、以降に説明する製造方法以外の他の製造方法により製造されてもよい。しかしながら、以降に説明する製造方法は、本実施形態による熱延鋼板の製造方法の好ましい一例である。

[0119] 本実施形態の熱延鋼板の製造方法の一例は、次の工程を含む。

(工程1) 素材準備工程

(工程2) 熱間圧延工程

(工程3) 冷却工程

(工程4) 巻取工程

なお、上記製造方法は、製造ライン設備を用いて実施される。製造ライン設備は、上流から下流に向かって順に、加熱炉、粗圧延機(Rougher)、仕上げ圧延機(Finisher)、冷却装置(Run-out table cooling equipment)、及び、巻取装置(Down Coiler)を備える。各設備間には、複数の搬送ロールが配列されている。

[0120] 上述の製造工程において、主な製造条件は次のとおりである。

(工程2) 熱間圧延工程

・仕上げ圧延温度FT: 850~950℃

(工程3) 冷却工程

・前段冷却速度CR1: 25℃/秒未満

・前段冷却速度から後段冷却速度への切替温度ST: 730~830℃

・後段冷却速度CR2: 25℃/秒以上

(工程4) 巻取工程

・巻取温度CT: 470~620℃

以下、各工程について説明する。

[0121] [(工程1) 素材準備工程]

素材準備工程では、化学組成中の各元素含有量が本実施形態の範囲内である素材を準備する。素材は例えば、次の方法により製造される。化学組成中の各元素含有量が本実施形態の範囲内である溶鋼を製造する。上記溶鋼を用いて、鋳造法により素材（スラブ又はインゴット）を製造する。例えば、上記溶鋼を用いて周知の連続鋳造法によりスラブを製造する。又は、上記溶鋼を用いて周知の造塊法によりインゴットを製造する。

[0122] [(工程2) 熱間圧延工程]

準備された素材（スラブ又はインゴット）に対して熱間圧延を実施して、鋼板を製造する。熱間圧延工程は、素材を粗圧延して粗バー（中間鋼板）を製造する粗圧延工程と、粗バーを仕上げ圧延して鋼板を製造する仕上げ圧延工程とを含む。

[0123] 粗圧延工程では、素材（スラブ又はインゴット）を加熱炉で加熱する。加熱された素材を、粗圧延機を用いて圧延し、粗バーを製造する。粗圧延工程での素材の加熱温度は、例えば、1250~1300℃である。加熱炉での素材の在炉時間は30分以上であり、好ましくは、60分以上である。在炉時間の上限は特に限定されないが、例えば240分である。

[0124] 仕上げ圧延工程では、仕上げ圧延機を用いて、粗バーをさらに圧延（仕上げ圧延）し、鋼板を製造する。仕上げ圧延機は、一列に配列された複数のスタンドを含む。各スタンドは、一対のワークロールを備える。仕上げ圧延機の複数のスタンドのうち、最後に鋼板を圧下するスタンドの出側での鋼板の表面温度を、仕上げ圧延温度FT（℃）と定義する。本実施形態では、仕上げ圧延温度FTを次のとおりとする。

・仕上げ圧延温度FT: 850~950℃

[0125] [仕上げ圧延温度FT: 850~950℃]

仕上げ圧延温度 $F T$ が 950°C を超えれば、仕上げ圧延中に鋼板中のオーステナイト粒が過剰に粗大になる。そのため、製造された熱延鋼板のベイニティックフェライトの結晶粒が粗大になってしまう。一方、仕上げ圧延温度 $F T$ が 850°C 未満となれば、スタンドに過剰な負荷が掛かってしまう。

仕上げ圧延温度 $F T$ が $850\sim 950^{\circ}\text{C}$ であれば、他の製造条件を満たすことを前提として、製造された熱延鋼板中のベイニティックフェライトの平均円相当径が $15\ \mu\text{m}$ 以下となる。

[0126] 〔（工程３）冷却工程〕

冷却工程では、仕上げ圧延が完了した鋼板を、冷却装置を用いて速やかに冷却する。具体的には、仕上げ圧延後の鋼板では、生産性の観点から、例えば、仕上げ圧延が完了してから３秒以内に、冷却設備での冷却が開始される。冷却設備では、冷却媒体を用いて、鋼板を冷却する。冷却媒体は例えば水である。

[0127] 冷却設備の上流側と下流側とでは、鋼板の冷却速度が異なる。冷却設備を用いた冷却工程での製造条件は次のとおりである。

- ・ 前段冷却速度 $CR1$: $25^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 未満
- ・ 前段冷却速度から後段冷却速度への切替温度 ST : $730\sim 830^{\circ}\text{C}$
- ・ 後段冷却速度 $CR2$: $25^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上

[0128] ここで、冷却設備で冷却を開始してから鋼板温度が切替温度 ST に到達するまでの期間を「前段冷却期間」と称し、切替温度 ST から鋼板温度が巻取温度 CT に到達するまでの期間を「後段冷却期間」と称する。

[0129] 本実施形態の冷却工程では、前段冷却期間において、鋼板のオーステナイトの再結晶を促進して、微細なオーステナイト再結晶を形成させる。これにより、鋼板中のオーステナイト未再結晶領域をなるべく低減し、鋼板のミクロ組織を微細なオーステナイト再結晶粒からなる組織とする。そして、後段冷却期間において、微細なオーステナイトをベイニティックフェライトに変態させる。以下、上述の製造条件（前段冷却速度 $CR1$ 、切替温度 ST 、後段冷却速度 $CR2$ ）について説明する。

[0130] [前段冷却速度 $CR1$: $25^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 未満]

冷却工程では初めに、仕上げ圧延完了後の鋼板に対して、前段冷却速度 $CR1$ で冷却する。つまり、前段冷却期間では、鋼板を前段冷却速度 $CR1$ で冷却する。前段冷却速度 $CR1$ が $25^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上であれば、鋼板温度が切替温度 ST ($^{\circ}\text{C}$) となった時点で、鋼板中にオーステナイト未再結晶領域が残存している。オーステナイト未再結晶領域は、後段冷却期間において、ポリゴナルフェライトになりやすい。そのため、製造後の熱延鋼板において、ベイニティックフェライトの面積率が低くなってしまう。この場合さらに、転位密度も低くなる。

[0131] 前段冷却速度 $CR1$ が $25^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 未満であれば、オーステナイトの再結晶を促進させることができる。そのため、鋼板中のオーステナイト未再結晶領域を低減できる。その結果、熱延鋼板のミクロ組織において、ベイニティックフェライトの面積率を高めることができ、かつ、転位密度を適切な範囲とすることができる。

[0132] 前段冷却速度 $CR1$ は、仕上げ圧延温度 FT ($^{\circ}\text{C}$) と、切替温度 ST ($^{\circ}\text{C}$) と、最後に鋼板を圧下するスタンドの出側での鋼板の圧延速度 $V1$ ($\text{m}/\text{秒}$) と、仕上げ圧延温度 FT の測温計と切替温度 ST の測温計との間の距離 $L1$ (m) とを用いて、次の式により求める。

$$CR1 = (FT - ST) / (L1 / V)$$

[0133] 前段冷却速度 $CR1$ の好ましい上限は $24^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ であり、さらに好ましくは $23^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ である。

前段冷却速度 $CR1$ の下限は特に限定されない。しかしながら、前段冷却速度 $CR1$ が遅すぎれば、生産効率が顕著に低下する。したがって、前段冷却速度 $CR1$ の好ましい下限は $5^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ である。

[0134] [切替温度 ST : $730 \sim 830^{\circ}\text{C}$]

冷却装置において、冷却速度を前段冷却速度 $CR1$ から後段冷却速度 $CR2$ に切り替えるときの鋼板温度を、切替温度 ST ($^{\circ}\text{C}$) と定義する。

[0135] 切替温度 ST が 830°C よりも高ければ、オーステナイトの再結晶が進み

、粗大化する。その結果、熱延鋼板中のベイニティックフェライトの結晶粒が粗大化する。

[0136] 一方、切替温度 $S T$ が 730°C よりも低ければ、前段冷却期間でオーステナイトの再結晶が完了せず、後段冷却期間においてオーステナイト未再結晶領域が残存する。この場合、後段冷却期間中に熱延鋼板にポリゴナルフェライトが生成してしまう。その結果、熱延鋼板中のベイニティックフェライトの面積率が低くなってしまう。この場合さらに、転位密度も低くなる。

[0137] 切替温度 $S T$ が $730\sim 830^{\circ}\text{C}$ であれば、前段冷却期間が適切となる。そのため、鋼板中のオーステナイトの再結晶が十分に促進され、オーステナイト未再結晶領域が十分に低減した後、後段冷却速度 $CR2$ での冷却を開始することができる。

[0138] 切替温度 $S T$ の好ましい上限は 820°C であり、さらに好ましくは 810°C である。

切替温度 $S T$ の好ましい下限は 740°C であり、さらに好ましくは 750°C である。

[0139] [後段冷却速度 $CR2$: $25^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上]

前段冷却期間で鋼板温度が低下して切替温度 $S T$ となった後、後段冷却速度 $CR2$ での冷却（後段冷却期間）が開始される。後段冷却速度 $CR2$ が $25^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 未満であれば、後段冷却期間での冷却速度が遅すぎる。この場合、後段冷却期間中に熱延鋼板にポリゴナルフェライトが生成してしまう。その結果、熱延鋼板中のベイニティックフェライトの面積率が低くなる。さらに、転位密度が低くなる。さらに、 Ti 炭化物が粗大になる。

[0140] 後段冷却速度 $CR2$ が $25^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上であれば、後段冷却期間の冷却速度が十分に速い。そのため、他の製造条件を満たすことを前提として、熱延鋼板中のベイニティックフェライトの面積率が 85% 以上となり、かつ、ベイニティックフェライトの結晶粒の平均円相当径が $15\mu\text{m}$ 以下となる。

[0141] 後段冷却速度 $CR2$ は、切替温度 $S T$ ($^{\circ}\text{C}$) と、巻取温度 CT ($^{\circ}\text{C}$) と、最後に鋼板を圧下するスタンドの出側での鋼板の圧延速度 V ($\text{m}/\text{秒}$) と、

切替温度 S_T の測温計と巻取温度 C_T の測温計との間の距離 L_2 (m) とを用いて、次の式により求める。

$$CR_2 = (S_T - C_T) / (L_2 / V)$$

[0142] 後段冷却速度 CR_2 の好ましい下限は $30^\circ\text{C}/\text{秒}$ である。

後段冷却速度 CR_2 の上限は特に限定されない。設備能力を考慮した場合、後段冷却速度 CR_2 の好ましい上限は $70^\circ\text{C}/\text{秒}$ である。

[0143] [(工程4) 巻取工程]

巻取工程では、冷却装置を通過した鋼板を巻取装置によりコイル状に巻取る。巻取工程では、鋼板中に Ti 炭化物が生成する。ここで、巻き取り開始時の鋼板の表面温度を、巻取温度 C_T ($^\circ\text{C}$) と定義する。巻取温度 C_T は、 Ti 炭化物の平均円相当径に影響を与える。巻取温度 C_T はさらに、熱延鋼板のミクロ組織（ベイニティックフェライト、ポリゴナルフェライト、及び、ベイナイトの割合）にも影響を与える。そこで、巻取温度 C_T を次の範囲に調整する。

・巻取温度 C_T : $470 \sim 620^\circ\text{C}$

[0144] [巻取温度 C_T : $470 \sim 620^\circ\text{C}$]

巻取温度 C_T が 620°C よりも高い場合、冷却工程での後段冷却期間の終了温度が高すぎる。この場合、鋼板中のミクロ組織において、オーステナイトからベイニティックフェライトへの変態が完了する前に、巻取が開始される。そのため、オーステナイトの一部がポリゴナルフェライトに変態してしまう。その結果、熱延鋼板中のベイニティックフェライトの面積率が低くなる。さらに、転位密度も低くなる。巻取温度 C_T が 620°C よりも高ければさらに、熱延鋼板中の Ti 炭化物が粗大化する。

[0145] 一方、巻取温度 C_T が 470°C 未満であれば、冷却工程での後段冷却期間の終了温度が低すぎる。この場合、熱延鋼板中にベイナイトが生成する。そのため、熱延鋼板中のベイニティックフェライトの面積率が低くなる。

[0146] 巻取温度 C_T が $470 \sim 620^\circ\text{C}$ であれば、他の製造条件を満たすことを前提として、熱延鋼板のミクロ組織において、ベイニティックフェライトの

面積率が85%以上となる。さらに、Ti炭化物の平均円相当径が10nm以下となる。

[0147] 以上の製造工程により、本実施形態による熱延鋼板が製造される。上述のとおり、本実施形態の熱延鋼板は、上記製造方法以外の他の製造方法で製造されてもよい。本実施形態の熱延鋼板は、化学組成中の各元素含有量が本実施形態の範囲内であり、特徴1～特徴4を備えていれば、その製造方法は特に限定されない。

[0148] [熱延鋼板の製造方法における、その他の工程]

本実施形態の熱延鋼板の製造方法は、上述の工程以外の他の工程を含んでもよい。例えば、冷却工程後であって巻取工程前に、又は、巻取工程後に、調質圧延工程を実施してもよい。調質圧延工程では、熱延鋼板に対して調質圧延を実施する。調質圧延工程により、熱延鋼板の形状を調整したり、表面粗さを調整したり、降伏強度を調整したりする。上記効果を有効に得るための調質圧延工程での板厚減少率は例えば、0.1%以上である。調質圧延工程での板厚減少率の好ましい上限は3.0%である。この場合、熱延鋼板に過度な歪が導入されるのが抑制され、良好な延性、曲げ性及びフランジ性を維持できる。

[0149] [本実施形態の熱延鋼板を含む溶融めっき鋼板の製造方法]

本実施形態の熱延鋼板を含む、溶融めっき鋼板は、次の周知の溶融めっき処理工程を実施することにより製造できる。

[0150] [溶融めっき処理工程]

溶融めっき処理工程では、熱延鋼板の表面に上述の化学組成を有する溶融亜鉛系めっき層を形成する。具体的には、めっき浴を準備する。形成される溶融亜鉛系めっき層の組成に応じて、めっき浴の組成を調整する。めっき浴に熱延鋼板を一定時間浸漬した後、熱延鋼板をめっき浴から周知の方法で引き上げる。例えば、めっき浴中にはシンクロールが配置されている。めっき浴に浸漬された熱延鋼板は、その進行方向を、シンクロールにより上方に転換される。

[0151] めっき浴から引き上げられた熱延鋼板の表面には、溶融亜鉛系めっきが付着している。周知のガスワイピング装置で熱延鋼板に付着する溶融亜鉛系めっきの付着量を調整する。めっき浴から引き上げられた熱延鋼板に付着した溶融亜鉛系めっきが凝固して、溶融亜鉛系めっき層を形成する。以上の工程により、溶融めっき鋼板が製造される。

[0152] [溶融めっき鋼板の製造方法における、その他の工程]

本実施形態の溶融めっき鋼板の製造方法は、溶融めっき処理工程以外の他の製造工程を含んでもよい。例えば、本実施形態の溶融めっき鋼板の製造方法は、溶融めっき処理工程の前に、Niプレめっき工程を含んでもよい。Niプレめっき工程では、上述の熱延鋼板に対してNiめっきを実施して、熱延鋼板の表面にNiめっき層を形成する。Niめっき層が形成された熱延鋼板に対して、溶融めっき処理工程を実施する。この場合、溶融亜鉛系めっき層の熱延鋼板に対する密着性が高まる。

[0153] 本実施形態の溶融めっき鋼板の製造方法はさらに、溶融めっき処理工程の後に、化成処理工程を含んでもよい。化成処理工程では、製造された溶融めっき鋼板に対して化成処理を実施して、溶融亜鉛系めっき層上に化成被膜を形成する。化成処理工程を実施する場合、化成処理の方法は特に限定されず、周知の方法でよい。例えば、化成被膜として周知のクロム化成被膜を形成してもよい。

[0154] 本実施形態の溶融めっき鋼板の製造方法はさらに、溶融めっき処理工程の後に、調質圧延工程を実施してもよい。調質圧延工程では、製造された溶融めっき鋼板に対して調質圧延を実施する。上述の化成処理工程を実施する場合、化成処理工程の前に調質圧延工程を実施することにより、化成被膜の密着性を高めることができる。調質圧延工程での好ましい板厚減少率は0.1～3.0%である。

[0155] 溶融めっき鋼板の製造方法はさらに、他の製造工程を含んでもよい。上述の製造方法は、本実施形態の溶融めっき鋼板を得るための製造方法の一例である。したがって、本実施形態の溶融めっき鋼板の製造方法は、上述の製造

方法に限定されない。

実施例

[0156] 実施例により本実施形態の熱延鋼板及び溶融めっき鋼板の一態様の効果をさらに具体的に説明する。以下の実施例での条件は、本実施形態の熱延鋼板及び溶融めっき鋼板の実施可能性及び効果を確認するために採用した一条件例である。したがって、本実施形態の熱延鋼板及び溶融めっき鋼板はこの一条件例に限定されない。

[0157] 表 1 に示す化学組成を有する熱延鋼板を製造した。

[0158]

[表1]

試験 番号	鋼 種	化学組成（単位は質量%、残部はFe及び不純物）												
		C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	B	Nb	V	Cr	Mo
1	A	0.071	0.36	1.10	0.020	0.003	0.035	0.0035	0.118	0.0014	-	-	-	-
2	B	0.110	0.28	0.95	0.018	0.004	0.040	0.0038	0.120	0.0020	-	-	-	-
3	C	0.050	0.33	1.06	0.015	0.003	0.033	0.0036	0.110	0.0024	-	-	-	-
4	D	0.070	0.55	1.00	0.018	0.005	0.028	0.0033	0.100	0.0018	-	-	-	-
5	E	0.080	0.02	1.29	0.018	0.003	0.035	0.0028	0.131	0.0015	-	-	-	-
6	F	0.110	0.10	0.60	0.018	0.004	0.035	0.0041	0.180	0.0013	-	-	-	-
7	G	0.060	0.35	0.70	0.016	0.003	0.022	0.0042	0.075	0.0045	-	-	-	-
8	C	0.050	0.33	1.06	0.015	0.003	0.033	0.0036	0.110	0.0024	-	-	-	-
9	C	0.050	0.33	1.06	0.015	0.003	0.033	0.0036	0.110	0.0024	-	-	-	-
10	C	0.050	0.33	1.06	0.015	0.003	0.033	0.0036	0.110	0.0024	-	-	-	-
11	C	0.050	0.33	1.06	0.015	0.003	0.033	0.0036	0.110	0.0024	-	-	-	-
12	C	0.050	0.33	1.06	0.015	0.003	0.033	0.0036	0.110	0.0024	-	-	-	-
13	C	0.050	0.33	1.06	0.015	0.003	0.033	0.0036	0.110	0.0024	-	-	-	-
14	C	0.050	0.33	1.06	0.015	0.003	0.033	0.0036	0.110	0.0024	-	-	-	-
15	C	0.050	0.33	1.06	0.015	0.003	0.033	0.0036	0.110	0.0024	-	-	-	-
16	C	0.050	0.33	1.06	0.015	0.003	0.033	0.0036	0.110	0.0024	-	-	-	-
17	C	0.050	0.33	1.06	0.015	0.003	0.033	0.0036	0.110	0.0024	-	-	-	-
18	C	0.050	0.33	1.06	0.015	0.003	0.033	0.0036	0.110	0.0024	-	-	-	-
19	R	0.055	0.25	0.70	0.018	0.004	0.040	0.0022	0.060	0.0022	0.11	-	-	-
20	S	0.061	0.21	0.78	0.022	0.004	0.038	0.0030	0.070	0.0025	-	0.09	-	-
21	H	0.060	0.35	1.00	0.013	0.004	0.033	0.0035	0.080	0.0021	-	-	0.4	-
22	I	0.055	0.20	0.80	0.011	0.003	0.028	0.0042	0.080	0.0019	-	-	-	0.3
23	A	0.071	0.36	1.10	0.020	0.003	0.035	0.0035	0.118	0.0014	-	-	-	-
24	A	0.071	0.36	1.10	0.020	0.003	0.035	0.0035	0.118	0.0014	-	-	-	-
25	A	0.071	0.36	1.10	0.020	0.003	0.035	0.0035	0.118	0.0014	-	-	-	-
26	T	0.048	0.18	1.46	0.021	0.006	0.048	0.0048	0.145	0.0015	-	-	-	-
27	U	0.070	0.35	1.15	0.018	0.009	0.044	0.0031	0.130	0.0020	-	-	-	-
28	V	0.058	0.53	1.31	0.018	0.004	0.038	0.0065	0.070	0.0033	-	-	-	-
29	W	0.055	0.41	0.98	0.015	0.005	0.067	0.0044	0.121	0.0030	-	-	-	-
30	L	0.130	0.04	1.12	0.015	0.004	0.044	0.0025	0.075	0.0025	-	-	-	-
31	M	0.035	0.10	1.40	0.018	0.003	0.033	0.0029	0.110	0.0040	-	-	-	-
32	N	0.060	0.75	0.70	0.017	0.003	0.044	0.0035	0.120	0.0030	-	-	-	-
33	O	0.110	0.35	1.60	0.016	0.003	0.044	0.0043	0.073	0.0020	-	-	-	-
34	K	0.090	0.45	1.40	0.015	0.004	0.035	0.0033	0.050	0.0035	-	-	-	-
35	P	0.060	0.35	1.10	0.018	0.003	0.035	0.0023	0.210	0.0022	-	-	-	-
36	J	0.070	0.22	1.10	0.018	0.005	0.040	0.0033	0.110	0.0008	-	-	-	-
37	X	0.091	0.35	0.72	0.013	0.003	0.044	0.0041	0.075	0.0005	-	0.16	-	-
38	Q	0.070	0.22	1.10	0.018	0.005	0.040	0.0020	0.110	0.0060	-	-	-	-
39	Y	0.072	0.26	0.95	0.022	0.004	0.045	0.0033	0.070	0.0058	0.05	-	-	-
40	A	0.071	0.36	1.10	0.020	0.003	0.035	0.0035	0.118	0.0014	-	-	-	-
41	I	0.055	0.20	0.80	0.011	0.003	0.028	0.0042	0.080	0.0019	-	-	-	0.3
42	E	0.080	0.02	1.29	0.018	0.003	0.035	0.0028	0.131	0.0015	-	-	-	-
43	I	0.055	0.20	0.80	0.011	0.003	0.028	0.0042	0.080	0.0019	-	-	-	0.3
44	A	0.071	0.36	1.10	0.020	0.003	0.035	0.0035	0.118	0.0014	-	-	-	-
45	I	0.055	0.20	0.80	0.011	0.003	0.028	0.0042	0.080	0.0019	-	-	-	0.3
46	A	0.071	0.36	1.10	0.020	0.003	0.035	0.0035	0.118	0.0014	-	-	-	-
47	I	0.055	0.20	0.80	0.011	0.003	0.028	0.0042	0.080	0.0019	-	-	-	0.3
48	A	0.071	0.36	1.10	0.020	0.003	0.035	0.0035	0.118	0.0014	-	-	-	-
49	S	0.061	0.21	0.78	0.022	0.004	0.038	0.0030	0.070	0.0025	-	0.09	-	-
50	A	0.071	0.36	1.10	0.020	0.003	0.035	0.0035	0.118	0.0014	-	-	-	-
51	S	0.061	0.21	0.78	0.022	0.004	0.038	0.0030	0.070	0.0025	-	0.09	-	-
52	A	0.071	0.36	1.10	0.020	0.003	0.035	0.0035	0.118	0.0014	-	-	-	-
53	S	0.061	0.21	0.78	0.022	0.004	0.038	0.0030	0.070	0.0025	-	0.09	-	-
54	E	0.080	0.02	1.29	0.018	0.003	0.035	0.0028	0.131	0.0015	-	-	-	-

[0159] 表 1 中の「－」は、対応する元素含有量が、本実施形態で規定された有効数字に基づいて、測定された数値の端数を四捨五入した場合に、0%であったことを意味する。

例えば、試験番号 1 の N b 含有量は、小数第三位を四捨五入したときに 0%であったことを意味する。試験番号 1 の C r 含有量は、小数第二位を四捨五入したときに 0%であったことを意味する。

[0160] 具体的には、溶鋼を連続鑄造してスラブを製造した。スラブに対して熱間加工工程（粗圧延工程及び仕上げ圧延工程）を実施した。スラブを 1 2 5 0 ～ 1 3 0 0℃で 6 0 分加熱した。加熱後のスラブを粗圧延機で圧延して粗バーを製造した。さらに、仕上げ圧延機を用いて粗バーを圧延し、鋼板を製造した。各試験番号の仕上げ圧延温度 F T (℃) は表 2 の「F T (℃)」欄に示すとおりであった。

[0161]

[表2]

TABLE2

試験 番号	FT (℃)	冷却条件			CT (℃)
		CR1 (℃/秒)	ST (℃)	CR2 (℃/秒)	
1	880	20	795	27	530
2	875	21	770	35	485
3	890	19	800	35	510
4	883	22	770	33	505
5	910	22	800	36	510
6	870	21	775	30	535
7	865	16	800	28	570
8	910	23	820	28	605
9	900	23	810	32	550
10	905	21	780	30	540
11	920	22	810	27	580
12	885	18	800	35	530
13	865	22	750	30	510
14	880	21	770	35	500
15	880	20	800	40	490
16	890	18	820	45	485
17	880	23	780	30	540
18	880	23	785	29	555
19	895	23	780	28	530
20	895	21	820	40	550
21	910	22	780	31	500
22	920	24	760	30	475
23	880	20	800	37	540
24	885	21	800	37	540
25	890	23	800	37	540
26	870	23	780	30	540
27	880	22	780	28	530
28	910	23	820	32	550
29	880	20	800	37	540
30	880	22	770	28	550
31	899	24	780	30	544
32	865	19	770	27	575
33	880	23	760	30	560
34	880	21	775	28	560
35	905	23	790	35	525
36	880	18	790	30	550
37	895	22	770	33	530
38	880	21	775	28	548
39	905	22	775	29	530
40	960	24	820	35	550
41	965	24	810	34	555
42	885	30	770	27	580
43	870	29	765	27	575
44	880	7	845	40	510
45	900	8	841	30	550
46	860	23	720	26	520
47	878	24	715	26	530
48	900	20	800	23	590
49	865	23	760	21	605
50	900	15	825	26	630
51	898	16	810	26	645
52	900	23	800	46	435
53	897	23	797	45	450
54	883	21	800	45	455

[0162] 仕上げ圧延後の鋼板に対して、冷却工程を実施した。具体的には、いずれ

の試験番号においても、仕上げ圧延完了後から2秒以内に冷却装置を用いた冷却を開始した。冷却工程での各試験番号の前段冷却速度 $CR1$ ($^{\circ}C/秒$)、切替温度 ST ($^{\circ}C$)、後段冷却速度 $CR2$ ($^{\circ}C/秒$)はそれぞれ、表2の「 $CR1$ ($^{\circ}C/秒$)」、「 ST ($^{\circ}C$)」、「 $CR2$ ($^{\circ}C/秒$)」に示すとおりであった。

[0163] 冷却設備を通過した鋼板を巻取装置でコイル状に巻き取った。各試験番号の巻取温度 CT ($^{\circ}C$)は表2に示すとおりであった。巻取後のコイル状の鋼板を常温まで放冷し、表1に示す各試験番号の熱延鋼板を製造した。熱延鋼板の板厚は2.3mmであった。

[0164] [評価試験]

各試験番号の熱延鋼板に対して、次の評価試験を実施した。

(試験1) ベイニティックフェライトの面積率、及び、ベイニティックフェライトの結晶粒の平均円相当径の測定試験

(試験2) Ti 炭化物の平均円相当径測定試験

(試験3) 転位密度測定試験

(試験4) 機械特性評価試験

(試験5) 溶融めっき鋼板の耐 LME 性評価試験

以下、試験1～試験5について説明する。

[0165] [(試験1) ベイニティックフェライトの面積率、及び、ベイニティックフェライトの結晶粒の平均円相当径の測定試験]

各試験番号の熱延鋼板に対して、上述の「ベイニティックフェライトの面積率の測定方法」及び「ベイニティックフェライトの結晶粒の円相当径の測定方法」に記載の方法により、ベイニティックフェライトの面積率(%)、及び、ベイニティックフェライトの結晶粒の平均円相当径(μm)を求めた。得られたベイニティックフェライトの面積率を表3中の「BF面積率(%)」欄に示す。また、得られたベイニティックフェライトの結晶粒の平均円相当径を表3中の「BF粒径(μm)」欄に示す。

[0166]

[表3]

TABLE3

TABLE 1 試験 番号	熱延鋼板								備考
	金属組織				機械的性質				
	BF 面積率 (%)	BF 粒径 (μm)	TiC 粒径 (nm)	転位 密度 ($\times 10^{13}/\text{m}^2$)	YS (MPa)	TS (MPa)	YR (%)	T.EL (%)	
1	95	8	7	15.0	722	820	88	17.3	本発明例
2	97	9	6	89.0	790	870	91	16.5	本発明例
3	94	10	8	18.0	710	799	89	16.3	本発明例
4	94	11	7	38.0	698	805	87	18.8	本発明例
5	93	11	7	40.0	742	812	91	15.9	本発明例
6	89	9	6	32.0	815	865	94	14.8	本発明例
7	87	8	8	9.8	710	800	89	16.5	本発明例
8	88	13	9	12.0	750	830	90	18.0	本発明例
9	92	10	7	21.0	775	825	94	16.0	本発明例
10	91	10	7	23.0	765	800	96	16.3	本発明例
11	88	11	8	15.0	710	810	88	17.3	本発明例
12	93	9	8	25.0	750	823	91	16.3	本発明例
13	94	9	5	40.0	733	813	90	16.3	本発明例
14	94	10	5	55.0	710	808	88	16.3	本発明例
15	96	8	5	75.0	800	833	96	15.2	本発明例
16	94	8	5	90.0	801	840	95	15.8	本発明例
17	88	10	7	18.0	710	799	89	16.3	本発明例
18	89	10	7	25.0	710	799	89	16.3	本発明例
19	93	7	8	75.0	800	860	93	16.0	本発明例
20	91	8	8	50.0	798	855	93	16.0	本発明例
21	93	12	8	11.0	735	810	91	16.5	本発明例
22	94	13	8	99.0	722	812	89	16.1	本発明例
23	93	8	7	16.0	722	820	88	17.3	本発明例
24	93	8	7	16.3	730	823	89	17.3	本発明例
25	94	8	7	16.4	745	819	91	16.5	本発明例
26	88	10	7	20.0	750	830	90	15.0	本発明例
27	91	7	8	50.0	799	842	95	15.6	本発明例
28	88	13	6	44.0	750	823	91	16.2	本発明例
29	87	8	8	11.0	710	800	89	17.0	本発明例
30	80	17	7	3.2	660	790	84	17.2	比較例
31	97	10	8	230.0	745	777	96	12.8	比較例
32	30	18	7	0.3	650	820	79	18.8	比較例
33	78	11	9	140.0	820	850	96	13.5	比較例
34	50	16	7	5.2	680	820	83	17.1	比較例
35	93	9	9	200.0	820	870	94	13.1	比較例
36	84	8	15	1.8	600	730	82	18.0	比較例
37	81	8	14	1.5	630	766	82	17.9	比較例
38	82	10	7	360.0	850	890	96	13.0	比較例
39	81	10	7	390.1	844	885	95	13.0	比較例
40	86	19	8	12.0	700	830	84	16.2	比較例
41	86	18	9	11.0	660	795	83	16.9	比較例
42	75	13	9	4.0	650	785	83	19.0	比較例
43	80	13	9	5.3	660	791	83	17.1	比較例
44	87	20	8	25.0	680	829	82	17.0	比較例
45	87	19	9	24.3	665	799	83	16.8	比較例
46	75	13	8	5.0	630	810	78	16.1	比較例
47	77	14	8	5.8	610	785	78	16.2	比較例
48	75	13	13	5.0	630	760	83	19.0	比較例
49	74	12	12	6.1	625	775	81	19.5	比較例
50	78	12	12	6.5	635	775	82	17.0	比較例
51	77	11	13	5.3	640	769	83	17.5	比較例
52	55	10	8	320.5	830	860	97	12.1	比較例
53	61	11	8	280.0	832	871	96	12.9	比較例
54	58	9	7	430.3	830	880	94	12.0	比較例

[0167] [(試験2) Ti炭化物の平均円相当径測定試験]

各試験番号の熱延鋼板のTi炭化物の平均円相当径を、上述の[Ti炭化物の平均円相当径の測定方法]に記載の方法により求めた。得られたTi炭化物の平均円相当径を表3中の「TiC粒径(nm)」欄に示す。

[0168] [(試験3) 転位密度測定試験]

各試験番号の熱延鋼板の転位密度を、上述の[転位密度の測定方法]に記載の方法により求めた。得られた転位密度を表3中の「転位密度($\times 10^{13}$ / m^2)」欄に示す。

[0169] [(試験4) 機械特性評価試験]

各試験番号の熱延鋼板の引張強度TS、降伏比YR、全伸びT.ELをJIS Z 2241:2011に準拠した引張試験により求めた。

[0170] 具体的には、各試験番号の熱延鋼板の板幅中央位置から、JIS Z 2241:2011に規定のJIS 5号試験片に相当する板状引張試験片を採取した。試験片の長手方向は、熱延鋼板の圧延方向と直交する方向とした。JIS Z 2241:2011に準拠して、常温、大気中にて引張試験を実施して、降伏強度YS、引張強度TS、全伸びT.ELとを求めた。0.2%耐力を降伏強度YS(MPa)と定義した。得られた降伏強度YS(MPa)及び引張強度TS(MPa)を用いて、次の式により降伏比YRを求めた。

$$\text{降伏比YR} = \text{YS} / \text{TS}$$

得られた降伏強度YS(MPa)、引張強度TS(MPa)、降伏比YR(%)、全伸びT.EL(%)を、表3の「YS(MPa)」、「TS(MPa)」、「YR(%)」、「T.EL(%)」欄に示す。

[0171] [(試験5) 溶融めっき鋼板の耐LME性評価試験]

[溶融めっき鋼板の製造]

溶融めっき鋼板の耐LME性を評価するために、初めに、各試験番号の熱延鋼板を用いて、溶融めっき鋼板を製造した。具体的には、各試験番号の熱延鋼板に対して、周知の溶融めっき処理を実施して、表4に示す化学組成の溶融亜鉛系めっき層を熱延鋼板の表面に形成した。表5の「めっき鋼板」の

「めっき番号」欄に、各試験番号の熱延鋼板上に形成された溶融亜鉛系めっき層のめっき番号を示す。表5の「めっき鋼板」の「めっき番号」欄に示すめっき番号は、表4のめっき番号に相当する。以上の製造工程により、溶融めっき鋼板を製造した。

[0172] [表4]

TABLE4

めっき 番号	めっき組成（単位は質量%、残部は不純物）								
	Zn	Al	Mg	Sn群 (Sn, Bi, In)	Ca群 (Ca, Y, La, Ce)	Si	Cr群 (Cr, Ti, Ni, Co, V, Nb, Cu, Mn)	Fe	Sr群 (Sr, Sb, Pb, B)
P1	73.70	19.50	6.8	-	-	-	-	-	-
P2	74.39	19.50	6.0	Sn : 0.30	-	-	-	-	-
P3	74.91	19.20	5.8	Bi : 0.21	-	-	-	-	-
P4	78.92	16.70	4.3	In : 0.23	-	-	-	-	-
P5	74.58	18.90	6.4	-	Ca : 0.31	-	-	-	-
P6	76.78	17.70	5.4	-	Y : 0.12	-	-	-	-
P7	74.95	20.50	4.5	-	La : 0.05	-	-	-	-
P8	77.93	17.20	4.8	-	Ce : 0.07	-	-	-	-
P9	75.55	18.50	5.7	-	-	0.25	-	-	-
P10	73.70	19.80	6.4	-	-	-	Ni : 0.1	-	-
P11	76.20	18.10	5.2	-	-	-	-	0.5	-
P12	75.00	18.80	6.1	-	-	-	-	-	Sr : 0.1
P13	84.27	12.00	3.5	-	-	0.23	-	-	-
P14	90.75	6.50	2.7	-	-	0.05	-	-	-
P15	99.89	0.11	-	-	-	-	-	-	-
P16	65.05	24.90	10.0	-	-	0.05	-	-	-
P17	83.00	12.00	5.0	-	-	-	-	-	-
P18	82.95	12.00	5.0	-	-	0.05	-	-	-

[0173]

[表5]

TABLE5

試験 番号	めっき鋼板	耐LME 評価	備考
	めっき 番号		
1	P1	E	本発明例
2	P1	E	本発明例
3	P1	E	本発明例
4	P1	E	本発明例
5	P1	E	本発明例
6	P1	E	本発明例
7	P1	E	本発明例
8	P2	E	本発明例
9	P3	E	本発明例
10	P4	E	本発明例
11	P5	E	本発明例
12	P6	E	本発明例
13	P7	E	本発明例
14	P8	E	本発明例
15	P9	E	本発明例
16	P10	E	本発明例
17	P11	E	本発明例
18	P12	E	本発明例
19	P1	E	本発明例
20	P1	E	本発明例
21	P1	E	本発明例
22	P1	E	本発明例
23	P13	E	本発明例
24	P14	E	本発明例
25	P15	E	本発明例
26	P16	E	本発明例
27	P17	E	本発明例
28	P18	E	本発明例
29	P3	E	本発明例
30	P1	E	比較例
31	P1	E	比較例
32	P1	E	比較例
33	P1	E	比較例
34	P1	E	比較例
35	P1	E	比較例
36	P1	B	比較例
37	P1	B	比較例
38	P1	B	比較例
39	P1	B	比較例
40	P1	E	比較例
41	P1	E	比較例
42	P1	E	比較例
43	P1	E	比較例
44	P1	E	比較例
45	P1	E	比較例
46	P1	E	比較例
47	P1	E	比較例
48	P1	E	比較例
49	P2	E	比較例
50	P1	E	比較例
51	P2	E	比較例
52	P1	E	比較例
53	P2	E	比較例
54	P1	E	比較例

[0174] なお、表4中の数値の左横に並記された元素記号は、含有されている元素

を意味する。例えば、めっき番号P2では、Sn群の元素として、Snが質量%で0.30%含有されていることを意味する。

[0175] 製造された各試験番号の溶融めっき鋼板の耐LME性を、次の方法で評価した。

各試験番号の溶融めっき鋼板から100mm×75mm×板厚のサンプル鋼板を採取した。サンプル鋼板を用いて図1に示すアーク溶接を実施した。具体的には、直径20mm、長さ25mmの円柱形状のボス部材1を準備した。ボス部材1はJIS G3101:2015に規定のSS400に相当する鋼材とした。

[0176] 図1に示すとおり、ボス部材1をサンプル鋼板2の中心位置に、ボス部材1の軸方向がサンプル鋼板2の表面の法線方向となるように配置した。配置したボス部材1をアーク溶接によりサンプル鋼板2に溶接した。溶接ワイヤはJIS Z3312:2009に規定のYGW12とした。アーク溶接では、溶接開始点から溶接ビード3がボス部材1の周囲を平面視において時計回りに1周し、溶接開始点を通過した後もさらにアーク溶接を継続して、溶接ビードの重複領域4を形成するまで溶接を継続した。重複領域4の幅は約15mmであった。

[0177] アーク溶接時の電流値を190A、電圧値を23Vとした。溶接速度を0.3m/分とした。アーク溶接時のシールドガスとして、20体積%のCO₂ガスと、80体積%のアルゴンガスの混合ガスを用いた。アーク溶接中のシールドガス流量を20L/分とした。

[0178] 図1に示すアーク溶接を実施する前に、図2に示すように、サンプル鋼板2を拘束板5と予め接合した。拘束板5は、120mm×95mm×板厚4mmであり、JIS G3101:2015に規定のSS400に相当する鋼板とした。サンプル鋼板2を拘束板5の表面に配置した。配置したサンプル鋼板2の全周を、拘束板5に溶接した。溶接ワイヤ及び溶接条件はボス部材1をサンプル鋼板2に溶接する場合と同じとした。

[0179] 図1のボス部材の溶接を実施する前に、図2に示すとおり、拘束板5に周

溶接されたサンプル鋼板 2 を架台 6 上に配置して、図示しないクランプでサンプル鋼板 2 及び拘束板 5 を架台 6 に固定した。サンプル鋼板 2 がクランプにより架台 6 に固定された後、図 1 に示すようにボス部材 1 をアーク溶接によりサンプル鋼板 2 に溶接した。

[0180] ボス部材 1 をサンプル鋼板 2 にアーク溶接した後、図 1 に示すとおり、ボス部材 1 の中心軸を通り、かつ、溶接ビード 3 の重複領域 4 を通る切断面 7 でボス部材 1、サンプル鋼板 2、及び、拘束板 5 を切断した。そして、切断面 7 を、光学顕微鏡を用いて 100 倍の倍率で観察した。観察では、サンプル鋼板での割れ（溶融金属脆化割れ）の有無を目視で確認した。割れが観察された場合、割れ長さを測定した。測定された割れ長さのうち、最大の割れ長さを特定した。最大の割れ長さが 1.0 mm 以内であれば、耐 LME 性に優れると判断した（表 5 中の「耐 LME 評価」欄で「E」（Excellent）で表示）。一方、最大の割れ長さが 1.0 mm を超える場合、耐 LME 性が低いと判断した（表 5 中の「耐 LME 評価」欄で「B」（Bad）で表示）。

[0181] [評価結果]

表 1～表 5 を参照して、試験番号 1～29 の熱延鋼板の化学組成中の各元素含有量は適切であった。さらに、試験番号 1～29 の熱延鋼板のベイニティックフェライトの面積率は 85% 以上であり、ベイニティックフェライトの結晶粒の平均円相当径は 15 μm 以下であった。さらに、試験番号 1～29 の熱延鋼板の Ti 炭化物の平均円相当径は 10 nm 以下であり、転位密度は $8.0 \sim 100.0 \times 10^{13} / \text{m}^2$ であった。そのため、試験番号 1～29 の熱延鋼板では、引張強度 TS が 780 MPa 以上であった。さらに、降伏比 YR が 85% 以上であり、優れた剛性を示した。さらに、全伸び T.E.L は 14.0% 以上であり、優れた加工性（延性）を示した。

[0182] 一方、試験番号 30 では、C 含有量が高すぎた。そのため、熱延鋼板のミクロ組織においてポリゴナルフェライトが生成し、ベイニティックフェライトの面積率が 85% 未満となった。さらに、ベイニティックフェライトの平

均円相当径が $15\ \mu\text{m}$ を超えた。さらに、熱延鋼板の転位密度が $8.0 \times 10^{13}/\text{m}^2$ 未満であった。そのため、降伏比 YR が 85% 未満となり、十分な剛性が得られなかった。

[0183] 試験番号31では、 C 含有量が低すぎた。そのため、熱延鋼板の転位密度が $100.0 \times 10^{13}/\text{m}^2$ を超えた。そのため、全伸び $T.E.L$ が 14.0% 未満であり、十分な加工性が得られなかった。さらに、熱延鋼板の引張強度 TS が 780MPa 未満であり、十分な強度が得られなかった。

[0184] 試験番号32では、 Si 含有量が高すぎた。そのため、熱延鋼板のミクロ組織においてポリゴナルフェライトが生成し、ベイニティックフェライトの面積率が 85% 未満となった。さらに、ベイニティックフェライトの平均円相当径が $15\ \mu\text{m}$ を超えた。さらに、熱延鋼板の転位密度が $8.0 \times 10^{13}/\text{m}^2$ 未満であった。そのため、降伏比 YR が 85% 未満となり、十分な剛性が得られなかった。

[0185] 試験番号33では、 Mn 含有量が高すぎた。そのため、熱延鋼板のミクロ組織においてベイナイトが生成し、ベイニティックフェライトの面積率が 85% 未満となった。さらに、熱延鋼板の転位密度が $100.0 \times 10^{13}/\text{m}^2$ を超えた。そのため、全伸び $T.E.L$ が 14.0% 未満であり、十分な加工性が得られなかった。

[0186] 試験番号34では、 Ti 含有量が低すぎた。そのため、熱延鋼板のミクロ組織においてポリゴナルフェライトが生成し、ベイニティックフェライトの面積率が 85% 未満となった。さらに、ベイニティックフェライトの平均円相当径が $15\ \mu\text{m}$ を超えた。さらに、熱延鋼板の転位密度が $8.0 \times 10^{13}/\text{m}^2$ 未満であった。そのため、 YR が 85% 未満となり、十分な剛性が得られなかった。

[0187] 試験番号35では、 Ti 含有量が高すぎた。そのため、熱延鋼板の転位密度が $100.0 \times 10^{13}/\text{m}^2$ を超えた。そのため、全伸び $T.E.L$ が 14.0% 未満であり、十分な加工性が得られなかった。

[0188] 試験番号36及び37では、 B 含有量が低すぎた。そのため、熱延鋼板の

ミクロ組織において、ベイニティックフェライトの面積率が85%未満であった。さらに、熱延鋼板中のTi炭化物の平均円相当径が10nmを超えた。さらに、転位密度が $8.0 \times 10^{13} / \text{m}^2$ 未満であった。そのため、引張強度TSが780MPa未満となり、十分な強度が得られなかった。さらに、降伏比YRが85%未満となり、十分な剛性が得られなかった。さらに、十分な耐LME性が得られなかった。

[0189] 試験番号38及び39では、B含有量が高すぎた。そのため、熱延鋼板の転位密度が $100.0 \times 10^{13} / \text{m}^2$ を超えた。そのため、全伸びTELが14.0%未満であり、十分な加工性が得られなかった。さらに、十分な耐LME性が得られなかった。

[0190] 試験番号40及び41では、熱延鋼板の化学組成中の各元素含有量は適切であった。しかしながら、製造工程中の仕上げ圧延温度FTが高すぎた。そのため、熱延鋼板ベイニティックフェライトの結晶粒の平均円相当径が15μmを超えた。その結果、降伏比YRが85%未満となり、十分な剛性が得られなかった。

[0191] 試験番号42及び43では、熱延鋼板の化学組成中の各元素含有量は適切であった。しかしながら、製造工程の冷却工程の前段冷却速度CR1が速すぎた。そのため、熱延鋼板のミクロ組織において、ポリゴナルフェライトが生成し、ベイニティックフェライトの面積率が85%未満となった。さらに、熱延鋼板の転位密度が $8.0 \times 10^{13} / \text{m}^2$ 未満であった。その結果、降伏比YRが85%未満となり、十分な剛性が得られなかった。

[0192] 試験番号44及び45では、熱延鋼板の化学組成中の各元素含有量は適切であった。しかしながら、製造工程の冷却工程の切替温度STが高すぎた。そのため、オーステナイト粒が粗大となり、熱延鋼板のベイニティックフェライトの平均円相当径が15μmを超えた。その結果、降伏比YRが85%未満となり、十分な剛性が得られなかった。

[0193] 試験番号46及び47では、熱延鋼板の化学組成中の各元素含有量は適切であった。しかしながら、製造工程の冷却工程の切替温度STが低すぎた。

そのため、熱延鋼板のミクロ組織において、ポリゴナルフェライトが生成し、ベイニティックフェライトの面積率が85%未満となった。さらに、熱延鋼板の転位密度が $8.0 \times 10^{13} / \text{m}^2$ 未満であった。その結果、降伏比Y Rが85%未満となり、十分な剛性が得られなかった。

[0194] 試験番号48及び49では、熱延鋼板の化学組成中の各元素含有量は適切であった。しかしながら、製造工程の冷却工程の後段冷却速度C R 2が遅すぎた。そのため、熱延鋼板のミクロ組織においてポリゴナルフェライトが生成し、ベイニティックフェライトの面積率が85%未満となった。さらに、熱延鋼板の転位密度が $8.0 \times 10^{13} / \text{m}^2$ 未満であった。さらに、Ti炭化物の平均円相当径が10 nmを超えた。そのため、引張強度T Sが780 MPa未満となり、十分な強度が得られなかった。さらに、降伏比Y Rが85%未満となり、十分な剛性が得られなかった。

[0195] 試験番号50及び51では、熱延鋼板の化学組成中の各元素含有量は適切であった。しかしながら、巻取工程の巻取温度C Tが高すぎた。そのため、熱延鋼板のミクロ組織においてポリゴナルフェライトが生成し、ベイニティックフェライトの面積率が85%未満となった。さらに、Ti炭化物の平均円相当径が10 nmを超えた。さらに、熱延鋼板の転位密度が $8.0 \times 10^{13} / \text{m}^2$ 未満であった。そのため、引張強度T Sが780 MPa未満であり、十分な強度が得られなかった。さらに、降伏比Y Rが85%未満となり、十分な剛性が得られなかった。

[0196] 試験番号52～54では、熱延鋼板の化学組成中の各元素含有量は適切であった。しかしながら、巻取工程の巻取温度C Tが低すぎた。そのため、熱延鋼板のミクロ組織において、ベイナイトが生成した。そのため、ベイニティックフェライトの面積率が85%未満となり、熱延鋼板の転位密度が $100.0 \times 10^{13} / \text{m}^2$ を超えた。そのため、全伸びT. E Lが14.0%未満であり、十分な加工性が得られなかった。

[0197] 以上、本開示の実施の形態を説明した。しかしながら、上述した実施の形態は本開示を実施するための例示に過ぎない。したがって、本開示は上述し

た実施の形態に限定されることなく、その趣旨を逸脱しない範囲内で上述した実施の形態を適宜変更して実施することができる。

請求の範囲

[請求項1]

熱延鋼板であって、

質量%で、

C : 0.040~0.120%、

Si : 0.01~0.60%、

Mn : 0.50~1.50%、

P : 0.025%以下、

S : 0.010%以下、

Al : 0.010~0.070%、

N : 0.0070%以下、

Ti : 0.055~0.200%、及び、

B : 0.0010~0.0050%、を含有し、

残部はFe及び不純物からなり、

ミクロ組織において、ベイニティックフェライトの面積率は85%以上であり、

転位密度は $8.0 \times 10^{13} \sim 100.0 \times 10^{13} / \text{m}^2$ であり、

前記熱延鋼板中のTi炭化物の平均円相当径は10nm以下であり

、

前記ベイニティックフェライトの結晶粒の平均円相当径は15μm以下である、

熱延鋼板。

[請求項2]

熱延鋼板であって、

質量%で、

C : 0.040~0.120%、

Si : 0.01~0.60%、

Mn : 0.50~1.50%、

P : 0.025%以下、

S : 0.010%以下、

Al : 0.010 ~ 0.070 %、

N : 0.0070 %以下、

Ti : 0.055 ~ 0.200 %、及び、

B : 0.0010 ~ 0.0050 %、を含有し、

さらに、第1群及び第2群からなる群から選択される1種以上を含有し、残部はFe及び不純物からなり、

ミクロ組織において、ベイニティックフェライトの面積率は85 % 以上であり、

転位密度は $8.0 \times 10^{13} \sim 100.0 \times 10^{13} / \text{m}^2$ であり、

前記熱延鋼板中のTi炭化物の平均円相当径は10 nm以下であり、

、

前記ベイニティックフェライトの結晶粒の平均円相当径は15 μm 以下である、

熱延鋼板。

[第1群]

Nb : 0.20 %以下、及び、

V : 0.20 %以下、からなる群から選択される1種以上

[第2群]

Cr : 1.0 %以下、及び、

Mo : 1.0 %以下、からなる群から選択される1種以上

[請求項3]

請求項2に記載の熱延鋼板であって、

前記第1群を含有する、

熱延鋼板。

[請求項4]

請求項2に記載の熱延鋼板であって、

前記第2群を含有する、

熱延鋼板。

[請求項5]

請求項1 ~ 請求項4のいずれか1項に記載の熱延鋼板と、

前記熱延鋼板の表面上に形成されており、質量%でZnを65.0

0%以上含有する溶融亜鉛系めっき層と、を備える、
溶融めっき鋼板。

[請求項6] 請求項1～請求項4のいずれか1項に記載の熱延鋼板の製造方法であって、
粗圧延機を用いて素材を粗圧延して粗バーを製造する粗圧延工程と、
、
仕上げ圧延機を用いて前記粗バーを仕上げ圧延して鋼板を製造し、
仕上げ圧延温度FTを850～950℃とする仕上げ圧延工程と、
仕上げ圧延完了後の前記鋼板を冷却する冷却工程と、
冷却工程後の前記鋼板を470～620℃の巻取温度で巻き取る巻取工程とを備え、
前記冷却工程では、
前記仕上げ圧延が完了してから3秒以内に、冷却設備を用いた前記鋼板の冷却を開始し、
前記冷却設備で冷却を開始してから前記鋼板の温度が切替温度STに到達するまでの期間を前段冷却期間と定義し、前記切替温度STから前記鋼板の温度が巻取温度に到達するまでの期間を後段冷却期間と定義したとき、
前記前段冷却期間での冷却速度である前段冷却速度CR1を25℃/秒未満とし、
前記切替温度STを730～830℃とし、
前記後段冷却期間での冷却速度である後段冷却速度CR2を25℃/秒以上とする、
熱延鋼板の製造方法。