

(19)日本国特許庁(JP)

(12)特許公報(B2)

(11)特許番号
特許第7440800号
(P7440800)

(45)発行日 令和6年2月29日(2024.2.29)

(24)登録日 令和6年2月20日(2024.2.20)

(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 U	
C 2 2 C 38/60 (2006.01)	C 2 2 C 38/60		
C 2 1 D 9/46 (2006.01)	C 2 2 C 38/00	3 0 1 T	
	C 2 1 D 9/46	F	
	C 2 1 D 9/46	J	
請求項の数 6 (全39頁)			

(21)出願番号	特願2022-530526(P2022-530526)	(73)特許権者	000006655
(86)(22)出願日	令和3年6月3日(2021.6.3)		日本製鉄株式会社
(86)国際出願番号	PCT/JP2021/021263		東京都千代田区丸の内二丁目6番1号
(87)国際公開番号	WO2021/251276	(74)代理人	100099759
(87)国際公開日	令和3年12月16日(2021.12.16)		弁理士 青木 篤
審査請求日	令和4年10月19日(2022.10.19)	(74)代理人	100123582
(31)優先権主張番号	特願2020-99261(P2020-99261)		弁理士 三橋 真二
(32)優先日	令和2年6月8日(2020.6.8)	(74)代理人	100187702
(33)優先権主張国・地域又は機関	日本国(JP)		弁理士 福地 律生
		(74)代理人	100162204
			弁理士 齋藤 学
		(74)代理人	100195213
			弁理士 木村 健治
		(72)発明者	竹田 健悟
			東京都千代田区丸の内二丁目6番1号
			最終頁に続く

(54)【発明の名称】 鋼板及びその製造方法

(57)【特許請求の範囲】

【請求項1】

質量％で、
C：0.20～0.40％、
Si：0.01～1.00％、
Mn：0.10～4.00％、
P：0.0200％以下、
S：0.0200％以下、
Al：1.000％以下、
N：0.0200％以下、
Co：0～0.5000％、
Ni：0～1.0000％、
Mo：0～1.0000％、
Cr：0～2.0000％、
O：0～0.0200％、
Ti：0～0.500％、
B：0～0.0100％、
Nb：0～0.5000％、
V：0～0.5000％、
Cu：0～0.5000％、

W : 0 ~ 0 . 1 0 0 0 % 、
T a : 0 ~ 0 . 1 0 0 0 % 、
S n : 0 ~ 0 . 0 5 0 0 % 、
S b : 0 ~ 0 . 0 5 0 0 % 、
A s : 0 ~ 0 . 0 5 0 0 % 、
M g : 0 ~ 0 . 0 5 0 0 % 、
C a : 0 ~ 0 . 0 5 0 0 % 、
Y : 0 ~ 0 . 0 5 0 0 % 、
Z r : 0 ~ 0 . 0 5 0 0 % 、
L a : 0 ~ 0 . 0 5 0 0 % 、及び
C e : 0 ~ 0 . 0 5 0 0 %

10

を含有し、残部が F e 及び不純物からなる化学組成を有し、
面積率で、

フェライト、パーライト及びベイナイトの合計 : 0 ~ 1 0 . 0 % 、並びに
マルテンサイト及び焼戻しマルテンサイトの合計 : 8 0 . 0 ~ 1 0 0 . 0 %

を含有するミクロ組織を有し、

圧延方向に直交する幅方向に切断した断面組織において、

表面から 1 ~ 1 0 μ m の第 1 の深さ領域におけるブロック径が 5 . 0 μ m 以下であり、

表面から 1 0 ~ 6 0 μ m の第 2 の深さ領域におけるブロック径が 6 . 0 ~ 2 0 . 0 μ m
であり、

20

表面から 6 0 μ m ~ 板厚 1 / 4 の第 3 の深さ領域におけるブロック径が 6 . 0 μ m 未満
である、鋼板。

【請求項 2】

前記化学組成が、質量%で、

C o : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 5 0 0 0 % 、
N i : 0 . 0 0 0 1 ~ 1 . 0 0 0 0 % 、
M o : 0 . 0 0 0 1 ~ 1 . 0 0 0 0 % 、
C r : 0 . 0 0 0 1 ~ 2 . 0 0 0 0 % 、
O : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 0 2 0 0 % 、
T i : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 5 0 0 % 、
B : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 0 1 0 0 % 、
N b : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 5 0 0 0 % 、
V : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 5 0 0 0 % 、
C u : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 5 0 0 0 % 、
W : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 1 0 0 0 % 、
T a : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 1 0 0 0 % 、
S n : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 0 5 0 0 % 、
S b : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 0 5 0 0 % 、
A s : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 0 5 0 0 % 、
M g : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 0 5 0 0 % 、
C a : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 0 5 0 0 % 、
Y : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 0 5 0 0 % 、
Z r : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 0 5 0 0 % 、
L a : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 0 5 0 0 % 、及び
C e : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 0 5 0 0 %

30

からなる群より選択される 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】

前記ミクロ組織中の残留オーステナイトの面積率が 1 0 . 0 % 以下である、請求項 1 又
は 2 に記載の鋼板。

【請求項 4】

50

前記鋼板の少なくとも一方の表面に、亜鉛、アルミニウム、マグネシウム、それらの任意の組み合わせからなる合金、又はそれらの元素の少なくとも1種と鉄との合金を含有するめっき層が形成された、請求項1～3のいずれか1項に記載の鋼板。

【請求項5】

請求項1～3のいずれか1項に記載の鋼板の製造方法であって、

請求項1又は2に記載の化学組成を有する鋼片を熱間圧延し、次いで500℃以上で巻き取る工程、

得られた熱延鋼板を酸洗して前記熱延鋼板の表面上に存在する酸化スケールを除去する工程であって、前記熱延鋼板の表層の除去量が5.00μm未満である工程、

前記熱延鋼板を30～90%の圧下率で冷間圧延する工程、及び

得られた冷延鋼板を露点が-20～20℃の雰囲気中740～900℃の温度域で40～300秒間保持する焼鈍工程

を含む、鋼板の製造方法。

【請求項6】

前記焼鈍工程において、前記冷延鋼板の少なくとも一方の表面に亜鉛、アルミニウム、マグネシウム、それらの任意の組み合わせからなる合金、又はそれらの元素の少なくとも1種と鉄との合金を含有するめっき層が形成される、請求項5に記載の鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、高強度でかつ溶接性に優れる鋼板及びその製造方法に関するものである。

【背景技術】

【0002】

スポット溶接機により亜鉛めっき鋼板を溶接する際、熔融した亜鉛によって鋼板に割れが生じることがある。この割れはLME割れ（液体金属脆化割れ）と呼ばれ、鋼の粒界に沿って熔融した亜鉛が鋼板の内側に侵入することで生じる。

【0003】

これまで、高強度鋼板に関する数多くの発明が開示されたものの、その中でスポット溶接LME割れの抑制に関する技術の開示例は少ない。（例えば、特許文献1及び2、参照）

【0004】

特許文献1では、鋼板表層にSi及び／又はMnを含む微細な酸化物を分散させて硬度を高めることで、強度と耐かじり性を向上させた鋼板が開示され、鋼板表層に酸化物を生成させるよう熱延条件を制御し、当該酸化物を完全に除去しないよう酸洗条件を制御する技術が開示されている。しかしながら、特許文献1ではLMEを抑制する技術は開示されていない。

【0005】

特許文献2では、鋼板表層に一定の深さを有する内部酸化層を設けて水素トラップサイトとして機能させ、表層を軟化することで、強度と延性のバランス、曲げ性、耐遅れ破壊性を向上させた鋼板が開示され、熱延で生成した内部酸化層を酸洗・冷延後でも一定の厚みで残しつつ、酸化及び還元雰囲気中で焼鈍を行う技術が開示されている。しかしながら、特許文献2ではLMEを抑制する技術は何ら開示されていない。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0006】

【文献】特開2013-60630号公報

【文献】特開2016-130355号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0007】

本発明は、上記実情に鑑み、高強度でかつ溶接性に優れる鋼板及びその製造方法を提供

10

20

30

40

50

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】

【0008】

本発明者らは、上記課題を解決する手法について鋭意研究し、LME割れの発生には“歪”の影響が大きいことを明らかにした。例えば、同じ通電サイクル（熱履歴）であっても、鋼板の塑性変形量を大きくするようにスポット溶接を行うと、LME割れが顕著に起こる。LME割れが“歪”の増加に伴って生じやすくなる理由は、前述した「鋼板内部への溶融亜鉛の侵入」が起こりやすくなるため、と考えられる。したがって、鋼板表層における歪の増加を防ぐことで、スポット溶接LME割れの発生を抑えることが可能となる。本発明者らは、鋼板表層の歪増加を防ぐために、板厚方向に強度差を与える手段を見出した。具体的には、スポット溶接時に鋼板が急速加熱を受けたとき、そのオーステナイト粒径は溶接前の素材のブロック径の影響を受けることを見出し、最表層（第1層）のブロック径を微細化し、硬い最表層の板厚内側にブロック径の大きな軟らかい層（第2層）を与え、そして、更に板厚内部側には、この軟らかい層よりもブロック径が微細な硬い層（第3層）を設ける。このように、板厚表層から板厚中心層に向かってブロック径が傾斜制御された3層の構造にすることにより、スポット溶接時においても、変形を受けた時にブロック径が大きく、軟らかい層（第2層）が歪を担うようになり、最表層（第1層）における歪の過度な増加を抑えることが可能となる。また、併せて、板厚方向にブロック径の差を設けることにより、穴広げ加工において最表層への亀裂の貫通が抑えられるため、高い穴広げ特性を得ることも可能となる。

【0009】

また、本発明者らは、板厚方向に適切なブロック径の差を設けた層構造の鋼板は、単に熱延条件や焼鈍条件などを単一にて工夫しても製造困難であり、熱延・焼鈍工程などのいわゆる一貫工程にて最適化を達成することでしか製造できないことも、種々の研究を積み重ねることで知見し、本発明を完成した。

【0010】

本発明の要旨は、次の通りである。

【0011】

(1) 質量%で、

C: 0.20~0.40%、

Si: 0.01~1.00%、

Mn: 0.10~4.00%、

P: 0.0200%以下、

S: 0.0200%以下、

Al: 1.000%以下、

N: 0.0200%以下、

Co: 0~0.5000%、

Ni: 0~1.0000%、

Mo: 0~1.0000%、

Cr: 0~2.0000%、

O: 0~0.0200%、

Ti: 0~0.500%、

B: 0~0.0100%、

Nb: 0~0.5000%、

V: 0~0.5000%、

Cu: 0~0.5000%、

W: 0~0.1000%、

Ta: 0~0.1000%、

Sn: 0~0.0500%、

Sb: 0~0.0500%、

A s : 0 ~ 0 . 0 5 0 0 % 、
M g : 0 ~ 0 . 0 5 0 0 % 、
C a : 0 ~ 0 . 0 5 0 0 % 、
Y : 0 ~ 0 . 0 5 0 0 % 、
Z r : 0 ~ 0 . 0 5 0 0 % 、
L a : 0 ~ 0 . 0 5 0 0 % 、 及び
C e : 0 ~ 0 . 0 5 0 0 %

を含有し、残部が F e 及び不純物からなる化学組成を有し、
面積率で、

フェライト、パーライト及びベイナイトの合計：0 ~ 1 0 . 0 %、並びに
マルテンサイト及び焼戻しマルテンサイトの合計：8 0 . 0 ~ 1 0 0 . 0 %

10

を含有するミクロ組織を有し、

圧延方向に直交する幅方向に切断した断面組織において、

表面から 1 ~ 1 0 μ m の第 1 の深さ領域におけるブロック径が 5 . 0 μ m 以下であり、

表面から 1 0 ~ 6 0 μ m の第 2 の深さ領域におけるブロック径が 6 . 0 ~ 2 0 . 0 μ m
であり、

表面から 6 0 μ m ~ 板厚 1 / 4 の第 3 の深さ領域におけるブロック径が 6 . 0 μ m 未満
である、鋼板。

(2) 前記化学組成が、質量 % で、

C o : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 5 0 0 0 % 、

20

N i : 0 . 0 0 0 1 ~ 1 . 0 0 0 0 % 、

M o : 0 . 0 0 0 1 ~ 1 . 0 0 0 0 % 、

C r : 0 . 0 0 0 1 ~ 2 . 0 0 0 0 % 、

O : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 0 2 0 0 % 、

T i : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 5 0 0 % 、

B : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 0 1 0 0 % 、

N b : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 5 0 0 0 % 、

V : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 5 0 0 0 % 、

C u : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 5 0 0 0 % 、

W : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 1 0 0 0 % 、

30

T a : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 1 0 0 0 % 、

S n : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 0 5 0 0 % 、

S b : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 0 5 0 0 % 、

A s : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 0 5 0 0 % 、

M g : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 0 5 0 0 % 、

C a : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 0 5 0 0 % 、

Y : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 0 5 0 0 % 、

Z r : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 0 5 0 0 % 、

L a : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 0 5 0 0 % 、 及び

C e : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 0 5 0 0 %

40

からなる群より選択される 1 種又は 2 種以上を含有する、上記 (1) に記載の鋼板。

(3) 前記ミクロ組織中の残留オーステナイトの面積率が 1 0 . 0 % 以下である、上記
(1) 又は (2) に記載の鋼板。

(4) 前記鋼板の少なくとも一方の表面に、亜鉛、アルミニウム、マグネシウム、それ
らの任意の組み合わせからなる合金、又はそれらの元素の少なくとも 1 種と鉄との合金を
含有するめっき層が形成された、上記 (1) ~ (3) のいずれか 1 項に記載の鋼板。

(5) 上記 (1) 又は (2) に記載の化学組成を有する鋼片を熱間圧延し、次いで 5 0
0 ° C 以上で巻き取る工程、

得られた熱延鋼板を酸洗して前記熱延鋼板の表面上に存在する酸化スケールを除去する
工程であって、前記熱延鋼板の表層の除去量が 5 . 0 0 μ m 未満である工程、

50

前記熱延鋼板を30～90%の圧下率で冷間圧延する工程、及び
得られた冷延鋼板を露点が-20～20℃の雰囲気中740～900℃の温度域で40
～300秒間保持する焼鈍工程
を含む、鋼板の製造方法。

(6) 前記焼鈍工程において、前記冷延鋼板の少なくとも一方の表面に亜鉛、アルミニウム、マグネシウム、それらの任意の組み合わせからなる合金、又はそれらの元素の少なくとも1種と鉄との合金を含有するめっき層が形成される、上記(5)に記載の鋼板の製造方法。

【発明の効果】

【0012】

本発明によれば、高強度でかつ溶接性に優れる鋼板及びその製造方法を提供できる。

【発明を実施するための形態】

【0013】

以下、本発明の実施形態について説明する。なお、これらの説明は、本発明の実施形態の単なる例示を意図するものであって、本発明は以下の実施形態に限定されない。

【0014】

<鋼板>

本発明の実施形態に係る鋼板は、質量%で、

C: 0.20～0.40%、

Si: 0.01～1.00%、

Mn: 0.10～4.00%、

P: 0.0200%以下、

S: 0.0200%以下、

Al: 1.000%以下、

N: 0.0200%以下、

Co: 0～0.5000%、

Ni: 0～1.0000%、

Mo: 0～1.0000%、

Cr: 0～2.0000%、

O: 0～0.0200%、

Ti: 0～0.500%、

B: 0～0.0100%、

Nb: 0～0.5000%、

V: 0～0.5000%、

Cu: 0～0.5000%、

W: 0～0.1000%、

Ta: 0～0.1000%、

Sn: 0～0.0500%、

Sb: 0～0.0500%、

As: 0～0.0500%、

Mg: 0～0.0500%、

Ca: 0～0.0500%、

Y: 0～0.0500%、

Zr: 0～0.0500%、

La: 0～0.0500%、及び

Ce: 0～0.0500%

を含有し、残部がFe及び不純物からなる化学組成を有し、

面積率で、

フェライト、パーライト及びベイナイトの合計: 0～10.0%、並びに

マルテンサイト及び焼戻しマルテンサイトの合計: 80.0～100.0%

10

20

30

40

50

を含有するミクロ組織を有し、

圧延方向に直交する幅方向に切断した断面組織において、

表面から1～10 μm の第1の深さ領域におけるブロック径が5.0 μm 以下であり、

表面から10～60 μm の第2の深さ領域におけるブロック径が6.0～20.0 μm であり、

表面から60 μm ～板厚1/4の第3の深さ領域におけるブロック径が6.0 μm 未満であることを特徴としている。

【0015】

まず、本発明の実施形態に係る鋼板の化学組成を限定した理由について説明する。ここで成分についての「%」は質量%を意味する。さらに、本明細書において、数値範囲を示す「～」とは、特に断りがない場合、その前後に記載される数値を下限値及び上限値として含む意味で使用される。

【0016】

(C: 0.20～0.40%)

Cは、安価に引張強度を増加させる元素であり、鋼の強度を制御するために極めて重要な元素である。このような効果を十分に得るために、C含有量は0.20%以上とする。C含有量は0.22%以上、0.24%以上又は0.28%以上であってもよい。一方で、Cを過度に含有すると、LMEの発生を促す場合がある。このため、C含有量は0.40%以下とする。C含有量は0.38%以下、0.36%以下又は0.34%以下であってもよい。

【0017】

(Si: 0.01～1.00%)

Siは、脱酸剤として作用し、冷延板焼鈍中の冷却過程における炭化物の析出を抑制する元素である。このような効果を十分に得るために、Si含有量は0.01%以上とする。Si含有量は0.05%以上、0.10%以上又は0.20%以上であってもよい。一方で、Siを過度に含有すると、鋼強度の増加とともに穴広げ性の低下を招き、更に熱延鋼板の表層において粗大な酸化物が分散するようになり、冷延板焼鈍後の鋼板の表層において所望の粒径分布が得られなくなるため、耐LME性を低下させる場合がある。このため、Si含有量は1.00%以下とする。Si含有量は0.90%以下、0.80%以下又は0.70%以下であってもよい。

【0018】

(Mn: 0.10～4.00%)

Mnは、鋼のフェライト変態に影響を与える因子であり、強度上昇に有効な元素である。このような効果を十分に得るために、Mn含有量は0.10%以上とする。Mn含有量は0.50%以上、0.90%以上又は1.50%以上であってもよい。一方で、Mnを過度に含有すると、鋼強度の増加とともに穴広げ性の低下を招き、更に熱延鋼板の表層において粗大な酸化物が分散するようになり、冷延板焼鈍後の鋼板の表層において所望の粒径分布が得られなくなるため、耐LME性を低下させる場合がある。このため、Mn含有量は4.00%以下とする。Mn含有量は3.30%以下、3.00%以下又は2.70%以下であってもよい。

【0019】

(P: 0.0200%以下)

Pは、フェライト粒界に強く偏析し粒界の脆化を促す元素である。P含有量は少ないほど好ましいため、理想的には0%である。しかしながら、P含有量の過度な低減はコストの大幅な増加を招くため、P含有量は0.0001%以上としてもよく、0.0010%以上又は0.0040%以上であってもよい。一方で、Pを過度に含有すると、鋼強度の増加とともに鋼の脆化を招き、更に耐LME性を低下させる場合がある。このため、P含有量は0.0200%以下とする。P含有量は0.0180%以下、0.0150%以下又は0.0100%以下であってもよい。

【0020】

(S : 0.0200%以下)

Sは、鋼中でMnS等の非金属介在物を生成し、鋼材部品の延性の低下を招く元素である。S含有量は少ないほど好ましいため、理想的には0%である。しかしながら、S含有量の過度な低減はコストの大幅な増加を招くため、S含有量は0.0001%以上としてもよく、0.0002%以上、0.0010%以上又は0.0050%以上であってもよい。一方で、Sを過度に含有すると、冷間成形時に非金属介在物を起点とした割れの発生を招くとともに、耐LME性を低下させる場合がある。このため、S含有量は0.0200%以下とする。S含有量は0.0180%以下、0.0150%以下又は0.0100%以下であってもよい。

【0021】

(Al : 1.000%以下)

Alは、鋼の脱酸剤として作用しフェライトを安定化する元素であり、必要に応じて含有されてもよい。Alは含有されていなくてもよい。Al含有量の下限は0%である。その効果を十分に得るためには、Al含有量は0.001%以上とすることが好ましく、0.010%以上、0.050%以上又は0.100%以上であってもよい。一方で、Alを過度に含有すると、冷延板焼鈍において冷却過程でのフェライト変態及びベイナイト変態が過度に促進するため鋼板の強度が低下する場合がある。このため、Al含有量は1.000%以下とする。Al含有量は0.900%以下、0.800%以下又は0.700%以下であってもよい。

【0022】

(N : 0.0200%以下)

Nは、鋼板中で粗大な窒化物を形成し、鋼板の加工性を低下させる元素である。また、Nは、溶接時のブローホールの発生原因となる元素である。N含有量は少ないほど好ましいため、理想的には0%である。しかしながら、N含有量の過度な低減は製造コストの大幅な増加を招くため、N含有量は0.0001%以上としてもよく、0.0005%以上、0.0010%以上又は0.0050%以上であってもよい。一方で、Nを過度に含有すると、AlやTiと結合して多量のAlNあるいはTiNを生成させ、これらの窒化物は冷延板焼鈍中のオーステナイト粒径とともにブロック径を微細にするため、鋼板表層におけるブロック径を板厚方向に傾斜制御できなくなる場合がある。このため、N含有量は0.0200%以下とする。N含有量は0.0160%以下、0.0100%以下又は0.0080%以下であってもよい。

【0023】

本実施形態における鋼板の基本化学組成は上記のとおりである。さらに、本実施形態における鋼板は、必要に応じて、残部のFeの一部に代えて、以下の任意選択元素のうち少なくとも一種を含んでもよい。これらの元素は含まれなくてもよい。その下限は0%である。

【0024】

(Co : 0~0.5000%)

Coは、炭化物の形態制御と強度の増加に有効な元素であり、固溶炭素の制御のために必要に応じて含有されてもよい。これらの効果を十分に得るためには、Co含有量は0.0001%以上であることが好ましい。Co含有量は0.0010%以上、0.0100%以上又は0.0400%以上であってもよい。一方で、Coを過度に含有すると、微細なCo炭化物が多数析出し、これらの炭化物は冷延板焼鈍中のオーステナイト粒径とともにブロック径を微細にするため、鋼板表層におけるブロック径を板厚方向に傾斜制御できなくなる場合がある。このため、Co含有量は0.5000%以下であることが好ましい。Co含有量は0.4000%以下、0.3000%以下又は0.2000%以下であってもよい。

【0025】

(Ni : 0~1.0000%)

Niは、強化元素であるとともに焼入れ性の向上に有効である。加えて、濡れ性の向上

10

20

30

40

50

や合金化反応の促進をもたらすことから必要に応じて含有されてもよい。これらの効果を十分に得るためには、Ni含有量は0.0001%以上であることが好ましい。Ni含有量は0.0010%以上、0.0100%以上又は0.0500%以上であってもよい。一方で、Niを過度に含有すると、製造時及び熱延時の製造性に悪影響を及ぼすとともに穴広げ性を劣化させる場合がある。このため、Ni含有量は1.0000%以下であることが好ましい。Ni含有量は0.8000%以下、0.5000%以下又は0.200%以下であってもよい。

【0026】

(Mo: 0~1.0000%)

Moは、鋼板の強度の向上に有効な元素である。また、Moは、連続焼鈍設備又は連続溶融亜鉛めっき設備での熱処理時に生じるフェライト変態を抑制する効果を有する元素である。これらの効果を十分に得るためには、Mo含有量は0.0001%以上であることが好ましい。Mo含有量は0.0010%以上、0.0100%以上又は0.0500%以上であってもよい。一方で、Moを過度に含有すると、微細なMo炭化物が多数析出し、これらの炭化物は冷延板焼鈍中のオーステナイト粒径とともにブロック径を微細にするため、鋼板表層におけるブロック径を板厚方向に傾斜制御できなくなる場合がある。このため、Mo含有量は1.0000%以下であることが好ましい。Mo含有量は0.9000%以下、0.8000%以下又は0.700%以下であってもよい。

【0027】

(Cr: 0~2.0000%)

Crは、Mnと同様にパーライト変態を抑え、鋼の高強度化に有効な元素であり、必要に応じて含有されてもよい。このような効果を十分に得るためには、Cr含有量は0.0001%以上であることが好ましい。Cr含有量は0.0010%以上、0.0100%以上又は0.0500%以上であってもよい。一方で、Crを過度に含有すると、残留オーステナイトの生成を促し、穴広げ性を劣化させる場合がある。このため、Cr含有量は2.0000%以下であることが好ましい。Cr含有量は1.8000%以下、1.6000%以下又は1.000%以下であってもよい。

【0028】

(O: 0~0.0200%)

Oは、酸化物を形成し、加工性を劣化させることから、含有量を抑える必要がある。特に、酸化物は介在物として存在する場合が多く、打抜き端面、あるいは、切断面に存在すると、端面に切り欠き状の傷や粗大なディンプルを形成することから、張出成形時や強加工時に、応力集中を招き、亀裂形成の起点となり大幅な加工性の劣化をもたらす。このため、O含有量は0%であってもよいが、過度の低減は大幅なコスト高を招き経済的に好ましくない。このため、O含有量は0.0001%以上であることが好ましい。O含有量は0.0005%以上、0.0010%以上又は0.0015%以上であってもよい。一方で、Oを過度に含有すると、粗大な酸化物を起点として破壊の進行が容易となるため、穴広げ性を劣化させる場合がある。このため、O含有量は0.0200%以下であることが好ましい。O含有量は0.0160%以下、0.0100%以下又は0.0050%以下であってもよい。

【0029】

(Ti: 0~0.500%)

Tiは、強化元素であり、析出物強化、結晶粒の成長抑制による細粒強化及び再結晶の抑制を通じた転位強化にて、鋼板の強度上昇に寄与する。このような効果を十分に得るためには、Ti含有量は0.0001%以上であることが好ましい。Ti含有量は0.001%以上、0.005%以上、0.010%以上又は0.030%以上であってもよい。一方で、Tiを過度に含有すると、粗大な炭化物の析出が多くなり穴広げ性が劣化する場合がある。このため、Ti含有量は0.500%以下であることが好ましい。Ti含有量は0.400%以下、0.200%以下又は0.100%以下であってもよい。

【0030】

(B : 0 ~ 0 . 0 1 0 0 %)

Bは、オーステナイトからの冷却過程においてフェライト及びパーライトの生成を抑え、ベイナイト又はマルテンサイト等の低温変態組織の生成を促す元素である。また、Bは、鋼の高強度化に有益な元素であり、必要に応じて含有されてもよい。しかしながら、B含有量が低すぎると、高強度化等の向上効果が十分には得られない場合がある。更に、0 . 0 0 0 1 %未満の同定には分析に細心の注意を払う必要があるとともに、分析装置によっては検出下限に至る。このため、B含有量は0 . 0 0 0 1 %以上であることが好ましい。B含有量は0 . 0 0 0 5 %以上、0 . 0 0 1 0 %以上又は0 . 0 0 1 5 %以上であってもよい。一方で、Bを過度に含有すると、鋼中に粗大なB酸化物の生成を招き、冷間成形時のボイドの発生起点となり、穴広げ性が劣化する場合がある。このため、B含有量は0 . 0 1 0 0 %以下であることが好ましい。B含有量は0 . 0 0 8 0 %以下、0 . 0 0 6 0 %以下又は0 . 0 0 4 0 %以下であってもよい。

【0031】

(Nb : 0 ~ 0 . 5 0 0 0 %)

Nbは、炭化物の形態制御に有効な元素であり、その添加により組織を微細化するため靱性の向上にも効果的な元素である。これらの効果を十分に得るためには、Nb含有量は0 . 0 0 0 1 %以上であることが好ましい。Nb含有量は0 . 0 0 1 0 %以上、0 . 0 1 0 0 %以上又は0 . 0 2 0 0 %以上であってもよい。一方で、Nbを過度に含有すると、微細で硬質なNb炭化物が多数析出し、これらの炭化物は冷延板焼鈍中のオーステナイト粒径とともにブロック径を微細にするため、鋼板表層におけるブロック径を板厚方向に傾斜制御できなくなる場合がある。このため、Nb含有量は0 . 5 0 0 0 %以下であることが好ましい。Nb含有量は0 . 4 0 0 0 %以下、0 . 2 0 0 0 %以下又は0 . 1 0 0 0 %以下であってもよい。

【0032】

(V : 0 ~ 0 . 5 0 0 0 %)

Vは、強化元素であり、析出物強化、フェライト結晶粒の成長抑制による細粒強化及び再結晶の抑制を通じた転位強化にて、鋼板の強度上昇に寄与する。このような効果を十分に得るためには、V含有量は0 . 0 0 0 1 %以上であることが好ましい。V含有量は0 . 0 0 1 0 %以上、0 . 0 1 0 0 %以上又は0 . 0 2 0 0 %以上であってもよい。一方で、Vを過度に含有すると、炭窒化物の析出が多くなり穴広げ性が劣化する場合がある。このため、V含有量は0 . 5 0 0 0 %以下であることが好ましい。V含有量は0 . 4 0 0 0 %以下、0 . 2 0 0 0 %以下又は0 . 1 0 0 0 %以下であってもよい。

【0033】

(Cu : 0 ~ 0 . 5 0 0 0 %)

Cuは、鋼板の強度の向上に有効な元素である。このような効果を十分に得るためには、Cu含有量は0 . 0 0 0 1 %以上であることが好ましい。Cu含有量は0 . 0 0 1 0 %以上、0 . 0 1 0 0 %以上又は0 . 0 2 0 0 %以上であってもよい。一方で、Cuを過度に含有すると、熱間圧延中に鋼材が脆化し、熱間圧延が不可能となる場合がある。更に、鋼の強度が著しく高まり、穴広げ性が劣化する場合がある。このため、Cu含有量は0 . 5 0 0 0 %以下であることが好ましい。Cu含有量は0 . 4 0 0 0 %以下、0 . 2 0 0 0 %以下又は0 . 1 0 0 0 %以下であってもよい。

【0034】

(W : 0 ~ 0 . 1 0 0 0 %)

Wは、鋼板の強度上昇に有効である上、Wを含有する析出物及び晶出物は水素トラップサイトとなるため非常に重要な元素である。これらの効果を十分に得るためには、W含有量は0 . 0 0 0 1 %以上であることが好ましい。W含有量は0 . 0 0 1 0 %以上、0 . 0 0 5 0 %以上又は0 . 0 1 0 0 %以上であってもよい。一方で、Wを過度に含有すると、粗大な炭化物を起点として冷間加工時にボイドの生成を促すことから、穴広げ性を低下させる場合がある。このため、W含有量は0 . 1 0 0 0 %以下であることが好ましい。W含有量は0 . 0 8 0 0 %以下、0 . 0 6 0 0 %以下又は0 . 0 4 0 0 %以下であってもよい。

【0035】

(Ta: 0~0.1000%)

Taは、Coと同様に、炭化物の形態制御と強度の増加に有効な元素であり、必要に応じて含有されてもよい。これらの効果を十分に得るためには、Ta含有量は0.0001%以上であることが好ましい。Ta含有量は0.0010%以上、0.0050%以上又は0.0100%以上であってもよい。一方で、Taを過度に含有すると、微細なTa炭化物が多数析出し、穴広げ性を低下させる場合がある。このため、Ta含有量は0.1000%以下であることが好ましい。Ta含有量は0.0800%以下、0.0600%以下又は0.0400%以下であってもよい。

【0036】

(Sn: 0~0.0500%)

Snは、原料としてスクラップを用いた場合に鋼中に含有される元素であり、少ないほど好ましい。したがって、Sn含有量は0%であってもよいが、過度の低減は精錬コストの増加を招く。このため、Sn含有量は0.0001%以上であることが好ましい。Sn含有量は0.0005%以上、0.0010%以上又は0.0020%以上であってもよい。一方で、Snを過度に含有すると、鋼板の脆化による穴広げ性の低下を引き起こす場合がある。このため、Sn含有量は0.0500%以下であることが好ましい。Sn含有量は0.0400%以下、0.0200%以下又は0.0100%以下であってもよい。

【0037】

(Sb: 0~0.0500%)

Sbは、Snと同様に鋼原料としてスクラップを用いた場合に含有される元素である。Sbは、粒界に強く偏析し粒界の脆化及び延性の低下を招くため、少ないほど好ましく、0%であってもよい。しかしながら、過度の低減は精錬コストの増加を招く。このため、Sb含有量は0.0001%以上であることが好ましい。Sb含有量は0.0005%以上、0.0010%以上又は0.0020%以上であってもよい。一方で、Sbを過度に含有すると、穴広げ性の低下を引き起こす場合がある。このため、Sb含有量は0.0500%以下であることが好ましい。Sb含有量は0.0400%以下、0.0200%以下又は0.0100%以下であってもよい。

【0038】

(As: 0~0.0500%)

Asは、Sn及びSbと同様に鋼原料としてスクラップを用いた場合に含有され、粒界に強く偏析する元素であり、少ないほど好ましい。したがって、As含有量は0%であってもよいが、過度の低減は精錬コストの増加を招く。このため、As含有量は0.0001%以上であることが好ましい。As含有量は0.0005%以上、0.0010%以上又は0.0020%以上であってもよい。一方で、Asを過度に含有すると、穴広げ性の低下を招く場合がある。このため、As含有量は0.0500%以下であることが好ましい。As含有量は0.0400%以下、0.0300%以下又は0.0200%以下であってもよい。

【0039】

(Mg: 0~0.0500%)

Mgは、微量添加で硫化物の形態を制御できる元素であり、必要に応じて含有されてもよい。このような効果を十分に得るためには、Mg含有量は0.0001%以上であることが好ましい。Mg含有量は0.0005%以上、0.0010%以上又は0.0020%以上であってもよい。一方で、Mgを過度に含有すると、粗大な介在物の形成による穴広げ性の低下を引き起こす場合がある。このため、Mg含有量は0.0500%以下であることが好ましい。Mg含有量は0.0400%以下、0.0300%以下又は0.0200%以下であってもよい。

【0040】

(Ca: 0~0.0500%)

Caは、脱酸元素として有用であるほか、硫化物の形態制御にも効果を奏する。これら

10

20

30

40

50

の効果を十分に得るためには、C a含有量は0.0001%以上であることが好ましい。C a含有量は0.0005%以上、0.0010%以上又は0.0020%以上であってもよい。一方で、C aを過度に含有すると、穴広げ性が劣化する場合がある。このため、C a含有量は0.0500%以下であることが好ましい。C a含有量は0.0400%以下、0.0300%以下又は0.0200%以下であってもよい。

【0041】

(Y: 0~0.0500%)

Yは、M g及びC aと同様に微量添加で硫化物の形態を制御できる元素であり、必要に応じて含有されてもよい。このような効果を十分に得るためには、Y含有量は0.0001%以上であることが好ましい。Y含有量は0.0005%以上、0.0010%以上又は0.0020%以上であってもよい。一方で、Yを過度に含有すると、粗大なY酸化物が生成し、穴広げ性が低下する場合がある。このため、Y含有量は0.0500%以下であることが好ましい。Y含有量は0.0400%以下、0.0300%以下又は0.0200%以下であってもよい。

10

【0042】

(Z r: 0~0.0500%)

Z rは、M g、C a及びYと同様に微量添加で硫化物の形態を制御できる元素であり、必要に応じて含有されてもよい。このような効果を十分に得るためには、Z r含有量は0.0001%以上であることが好ましい。Z r含有量は0.0005%以上、0.0010%以上又は0.0020%以上であってもよい。一方で、Z rを過度に含有すると、粗大なZ r酸化物が生成し、穴広げ性が低下する場合がある。このため、Z r含有量は0.0500%以下であることが好ましい。Z r含有量は0.0400%以下、0.0300%以下又は0.0200%以下であってもよい。

20

【0043】

(L a: 0~0.0500%)

L aは、微量添加で硫化物の形態制御に有効な元素であり、必要に応じて含有されてもよい。このような効果を十分に得るためには、L a含有量は0.0001%以上であることが好ましい。L a含有量は0.0005%以上、0.0010%以上又は0.0020%以上であってもよい。一方で、L aを過度に含有すると、L a酸化物が生成し、穴広げ性の低下を招く場合がある。このため、L a含有量は0.0500%以下であることが好ましい。L a含有量は0.0400%以下、0.0300%以下又は0.0200%以下であってもよい。

30

【0044】

(C e: 0~0.0500%)

C eは、L aと同様に微量添加で硫化物の形態を制御できる元素であり、必要に応じて含有されてもよい。このような効果を十分に得るためには、C e含有量は0.0001%以上であることが好ましい。C e含有量は0.0005%以上、0.0010%以上又は0.0020%以上であってもよい。一方で、C eを過度に含有すると、C e酸化物が生成し、穴広げ性の低下を招く場合がある。このため、C e含有量は0.0500%以下であることが好ましい。C e含有量は0.0400%以下、0.0300%以下又は0.0200%以下であってもよい。

40

【0045】

なお、本実施形態における鋼板では、上記に述べた成分の残部はF e及び不純物である。不純物とは、本実施形態に係る鋼板を工業的に製造する際に、鉱石やスクラップ等のような原料を始めとして、製造工程の種々の要因によって混入する成分等である。

【0046】

続いて、本発明の実施形態に係る鋼板の組織及び特性の特徴を述べる。

【0047】

(フェライト、パーライト及びベイナイトの合計: 0~10.0%)

フェライト、パーライト及びベイナイトは、鋼板の強度低下とともに、穴広げ性の低下

50

を引き起こす因子であり、その面積率は少ないほど好ましい。したがって、フェライト、パーライト及びベイナイトの合計は面積率で10.0%以下とし、8.0%以下、6.0%以下、5.0%以下又は0%であってもよい。しかしながら、0%に制御することは、一貫製造条件を高精度に制御する必要が生じ、生産性の低下を招く場合がある。このため、フェライト、パーライト及びベイナイトの合計は面積率で0.3%以上又は0.5%以上であってもよい。

【0048】

(マルテンサイト及び焼き戻しマルテンサイトの合計：80.0～100.0%)

マルテンサイト及び焼き戻しマルテンサイトは、鋼板の強度上昇に極めて有効な組織であり、強度とともに穴広げ性を確保するために、その面積率は高いほど好ましい。したがって、マルテンサイト及び焼き戻しマルテンサイトの合計は面積率で80.0%以上とし、85.0%以上、90.0%以上、95.0%以上又は100.0%であってもよい。しかしながら、100.0%に制御することは、一貫製造条件を高精度に制御する必要が生じ、生産性の低下を招く場合がある。このため、マルテンサイト及び焼き戻しマルテンサイトの合計は面積率で99.5%以下又は99.0%以下であってもよい。

【0049】

(残留オーステナイト：0～10.0%)

本発明の実施形態に係る鋼板のミクロ組織は、上記のとおり、面積率で、フェライト、パーライト及びベイナイトの合計：0～10.0%、並びにマルテンサイト及び焼き戻しマルテンサイトの合計：80.0～100.0%を含有すればよく、それらのみから構成されてもよいし又は残部組織が存在していてもよい。残部組織が存在する場合には、それは面積率で残留オーステナイト：0～10.0%からなることが好ましい。残留オーステナイトは、鋼板の強度延性バランスの向上に有効な組織であるものの、多量の含有では局部延性の低下を招き、穴広げ性を劣化させる場合がある。したがって、穴広げ性等の特性を確実に改善するためには、ミクロ組織中の残留オーステナイトの面積率は10.0%以下であることが好ましく、9.0%以下、8.0%以下、5.0%以下、4.0%以下、3.0%以下、2.0%以下、1.0%以下、0.9%以下、0.8%以下、0.6%以下、0.4%以下又は0%であってもよい。しかしながら、0%に制御することは、一貫製造条件を高精度に制御する必要が生じ、生産性の低下を招く場合がある。このため、ミクロ組織中の残留オーステナイトの面積率は0.1%以上又は0.3%以上であってもよい。

【0050】

(鋼板表面から1～10 μm の第1の深さ領域におけるブロック径：5.0 μm 以下)

鋼板表面から板厚方向に1～10 μm の第1の深さ領域におけるブロック径は、スポット溶接時の鋼板の熱間変形抵抗を高めるために重要な因子である。ここで、第1の深さ領域並びに後で説明する第2及び第3の深さ領域は、鋼板の圧延方向に直交する幅方向かつ鋼板表面に対し垂直方向に鋼板を切断した断面組織における領域をいうものである。スポット溶接時に鋼板が急速加熱を受けるとき、熱間変形すなわちスポット溶接により加熱された領域のオーステナイト粒径は、溶接前の素材のブロック径の影響を受ける。すなわち、素材のブロック径が細かいほど、スポット溶接時に加熱された領域のオーステナイト粒径は微細になる。このオーステナイト粒径の微細化の効果によって、スポット溶接時における溶接材料の最表層において歪の過度な増加を抑えることが可能となる。第1の深さ領域におけるブロック径が大きいと、この効果を得ることができず、スポット溶接時のLMEの発生を招く。このため、第1の深さ領域におけるブロック径は5.0 μm 以下とし、好ましくは、4.0 μm 以下、より好ましくは3.0 μm 以下である。第1の深さ領域におけるブロック径の下限値は特に限定されないが、一般的には0.1 μm 以上又は0.3 μm 以上である。

【0051】

(鋼板表面から10～60 μm の第2の深さ領域におけるブロック径：6.0～20.0 μm)

鋼板表面から10～60 μm の第2の深さ領域におけるブロック径は、スポット溶接時において鋼板表層への歪集中を抑えるために重要な因子である。第1の深さ領域におけるブロック径に対し、第2の深さ領域におけるブロック径が十分に粗大であるとき、第1の深さ領域と第2の深さ領域ではスポット溶接時の熱間変形時に、受け持つ歪の量に差が生じる。具体的には、第2の深さ領域が第1の深さ領域よりも多くの歪を受け持つこととなり、第1の深さ領域に生じる歪を抑えることができる。第2の深さ領域におけるブロック径が第1の深さ領域におけるブロック径と比べて十分に大きくないと、この効果を得ることができない。その結果、鋼板はスポット溶接時のLMEの発生を招く。このため、第2の深さ領域におけるブロック径は6.0 μm 以上とし、8.0 μm 以上又は10.0 μm 以上であってもよい。一方で、第2の深さ領域におけるブロック径が大きすぎると、スポット溶接時の変形抵抗が過度に低下する。このため第2の深さ領域におけるブロック径が大きすぎると、スポット溶接時において第2の深さ領域における変形量が著しく増大し、第1の深さ領域に生じる歪量が增大して、LMEの発生を引き起こす。このため、第2の深さ領域におけるブロック径は20.0 μm 以下とし、好ましくは18.0 μm 以下、より好ましくは15.0 μm 以下である。

【0052】

(鋼板表面から60 μm ～板厚1/4の第3の深さ領域におけるブロック径：6.0 μm 未満)

鋼板表面から60 μm ～板厚1/4の第3の深さ領域におけるブロック径は、スポット溶接時において鋼板表層への歪集中を抑えるために重要な因子である。スポット溶接時に第2の深さ領域に生じる歪を板厚方向ではなく鋼板の圧延方向及び幅方向に平行な面に分散させるためには、第3の深さ領域を第2の深さ領域よりもブロック径が微細かつ硬い層とする必要がある。このような構成を有することによりスポット溶接時の第3の深さ領域における熱間変形抵抗が第2の深さ領域よりも高くなる。このように第1の深さ領域と第3の深さ領域のブロック径を第2の深さ領域のブロック径よりも小さくすることにより、第1の深さ領域と第3の深さ領域の熱間変形抵抗は、第2の深さ領域の熱間変形抵抗よりも大きくなる。このためスポット溶接時に生じる歪は第2の深さ領域に集中して生じ、第1の深さ領域と第3の深さ領域における歪の発生を抑えることができる。第3の深さ領域におけるブロック径が第2の深さ領域よりも大きいとスポット溶接時に第2の深さ領域に生じる歪が第3の深さ領域にも分散してしまう。このため歪が板厚方向に分散してしまい、この効果を得ることができず、スポット溶接時のLMEの発生を招く。このため、第3の深さ領域におけるブロック径は6.0 μm 未満とし、好ましくは5.0 μm 以下、より好ましくは3.0 μm 以下である。第3の深さ領域におけるブロック径の下限値は特に限定されないが、一般的には0.1 μm 以上又は0.3 μm 以上である。

【0053】

(めっき層)

本発明の実施形態に係る鋼板は、耐食性の向上等を目的として、少なくとも一方の表面、好ましくは両方の表面にめっき層を含んでもよい。当該めっき層は、当業者に公知の任意の組成を有するめっき層であってよく、特に限定されないが、例えば、亜鉛、アルミニウム、マグネシウム、又はそれらの任意の組み合わせからなる合金を含んでもよい。また、めっき層は、合金化処理を施していてもよいし又は合金化処理を施してなくてもよい。合金化処理を施した場合には、めっき層は、上記元素の少なくとも1種と鋼板から拡散してきた鉄との合金を含有していてもよい。また、めっき層の付着量は、特に制限されず一般的な付着量であってよい。

【0054】

(引張強度：TS)

引張強度は、鋼を素材として用いる構造体の軽量化及び塑性変形における構造体の抵抗力の向上のためには、鋼素材が大きな加工硬化能をもち最大強度を示すことが好ましく、具体的には1200 MPa以上の引張強度を持つことが好ましい。引張強度が低いと、鋼を素材とする構造体の軽量化及び変形抵抗の向上に対する効果が小さくなる。これに関連

して、上記の化学組成及び組織を有する鋼板によれば、1200MPa以上の引張強度を確実に達成することができる。鋼板の引張強度は、好ましくは1280MPa以上、より好ましくは1350MPa以上又は1400MPa以上、最も好ましくは1500MPa以上である。一方で、引張強度が高すぎると、塑性変形中に材料が脆性破壊を起こしやすくなり、成形性が低下する。このため、鋼板の引張強度は一般的には2300MPa以下であり、2100MPa以下、2000MPa以下又は1900MPa以下であってもよい。引張強度は、試験片の長手方向が鋼板の圧延直角方向と平行になる向きからJIS5号試験片を採取し、JIS Z 2241(2011)に準拠して引張試験を行うことで測定される。

【0055】

(全伸び: $t - E L$)

本発明の特定の実施形態によれば、高強度及び優れた溶接性に加えて、全伸びを改善することも可能であり、例えば5.0%以上、6.0%以上又は8.0%以上の全伸びを達成することが可能である。上限値については特に限定されないが、例えば、全伸びは25.0%以下又は20.0%以下であってもよい。素材である鋼板を冷間で成形して構造体を製造するときに、複雑な形状に仕上げるためには伸びが必要となる。したがって、このような高い全伸びを達成し得る鋼板は構造体を製造する上で非常に有用である。全伸びは、試験片の長手方向が鋼板の圧延直角方向と平行になる向きからJIS5号試験片を採取し、JIS Z 2241(2011)に準拠して引張試験を行うことで測定される。

【0056】

(穴広げ値: λ)

本発明の特定の実施形態によれば、高強度及び優れた溶接性に加えて、穴広げ性を改善することも可能であり、例えば20.0%以上、25.0%以上又は30.0%以上の穴広げ値を達成することが可能である。このような高い穴広げ値は、ミクロ組織中の残留オーステナイトの面積率を10.0%以下にすることで確実に達成することが可能である。上限値については特に限定されないが、例えば、穴広げ値は90.0%以下又は80.0%以下であってもよい。素材である鋼板を冷間で成形して構造体を製造するときに、複雑な形状に仕上げるためには伸びとともに穴広げ性も必要となる。したがって、このような高い穴広げ値を達成し得る鋼板は構造体を製造する上で非常に有用である。穴広げ値は以下のようにして決定される。まず、試験片に直径10mmの円形穴(初期穴: 穴径 $d_0 = 10\text{mm}$)を、クリアランスが12.5%となる条件で打ち抜き、かえり(バリ)がダイ側となるようにし、頂角60°の円錐ポンチにて板厚を貫通する割れが発生するまで初期穴を押し広げ、割れ発生時の穴径 $d_1\text{mm}$ を測定して、下記式にて各試験片の穴広げ値 λ (%)を求める。この穴広げ試験を5回実施し、それらの平均値を穴広げ値 λ として決定する。

$$\lambda = 100 \times (d_1 - d_0) / d_0$$

【0057】

(板厚)

鋼板の板厚は成形後の鋼部材の剛性に影響を与える因子であり、板厚が大きいほど部材の剛性は高くなる。したがって、剛性を高める観点からは、0.2mm以上の板厚が好ましい。板厚は0.3mm以上、0.6mm以上、1.0mm以上又は2.0mm以上であってもよい。一方で、板厚が厚すぎると、穴広げ成形時の成形荷重が増加し、金型の損耗や生産性の低下を招く場合がある。このため、6.0mm以下の板厚が好ましい。板厚は5.0mm以下又は4.0mm以下であってもよい。

【0058】

次に、上記で規定する組織の観察及び測定方法を述べる。

【0059】

(フェライト、パーライト及びベイナイトの面積率の評価方法)

組織観察は、走査型電子顕微鏡で行なう。観察に先立ち、組織観察用のサンプルを、エメリー紙による湿式研磨及び1 μm の平均粒子サイズをもつダイヤモンド砥粒により研磨

10

20

30

40

50

し、観察面を鏡面に仕上げた後、3%硝酸アルコール溶液にて組織をエッチングしておく。観察の倍率を3000倍とし、表面から板厚の1/4位置における $30\mu\text{m} \times 40\mu\text{m}$ の視野をランダムに10枚撮影する。組織の比率は、ポイントカウント法で求める。得られた組織画像に対して、縦 $3\mu\text{m}$ かつ横 $4\mu\text{m}$ の間隔で並ぶ格子点を計100点定め、格子点の下に存在する組織を判別し、10枚の平均値から鋼材に含まれる組織比率を求める。フェライトは、塊状の結晶粒であって、内部に、長径 100nm 以上の鉄系炭化物を含まないものである。ベイナイトは、ラス状の結晶粒の集合であり、内部に長径 20nm 以上の鉄系炭化物を含まないもの、又は、内部に長径 20nm 以上の鉄系炭化物を含み、その炭化物が、単一のバリエーション、即ち、同一方向に伸張した鉄系炭化物群に属するものである。ここで、同一方向に伸張した鉄系炭化物群とは、鉄系炭化物群の伸長方向の差異が 5° 以内であるものをいう。ベイナイトは、方位差 15° 以上の粒界によって囲まれたベイナイトを1個のベイナイト粒として数える。パーライトは列状に析出したセメンタイトを含む組織であり、2次電子像で明るいコントラストで撮影された領域をパーライトとし、面積率を算出する。

【0060】

(マルテンサイト及び焼き戻しマルテンサイトの面積率の評価方法)

焼き戻しマルテンサイトについては、表面から板厚の1/4位置を走査型及び透過型電子顕微鏡で観察を行い、内部にFeを多く含有する炭化物(Fe系炭化物)を含むものを焼き戻しマルテンサイト、炭化物をほとんど含まないものをマルテンサイトとして同定する。Fe系炭化物については、種々の結晶構造を有するものが報告されているが、いずれのFe系炭化物を含有しても構わない。熱処理条件によっては、複数種のFe系炭化物が存在する場合がある。

【0061】

(残留オーステナイトの面積率の評価方法)

残留オーステナイトの面積率は、X線測定により以下のようにして決定される。まず、鋼板の表面から板厚の1/4位置までの部分を機械研磨及び化学研磨により除去し、当該化学研磨した面に対して特性X線としてMo K α 線を用いることにより測定を行う。そして、体心立方格子(bcc)相の(200)及び(211)並びに面心立方格子(fcc)相の(200)、(220)及び(311)の回折ピークの積分強度比から、次の式を用いて残留オーステナイトの面積率を算出する。

$$S_y = (I_{200f} + I_{220f} + I_{311f}) / (I_{200b} + I_{211b}) \times 100$$

ここで、 S_y は残留オーステナイトの面積率であり、 I_{200f} 、 I_{220f} 及び I_{311f} は、それぞれfcc相の(200)、(220)及び(311)の回折ピークの強度を示し、 I_{200b} 及び I_{211b} は、それぞれbcc相の(200)及び(211)の回折ピークの強度を示す。

【0062】

(第1～第3の深さ領域におけるブロック径の評価方法)

ブロック径(μm)は、マルテンサイトブロック及びベイナイトブロックの区別なく、FESSEM-EBSF法により得られる結晶方位マップから求める。具体的には、鋼板表面において圧延方向に直交する幅方向に平行な面をFIB(集束イオンビーム)により切り出し、圧延方向に $30\mu\text{m}$ かつ板厚方向に $90\mu\text{m}$ の視野を $0.1\mu\text{m}$ ピッチでEBSF測定を行う。EBSF測定により採取した菊池線パターンから、 αFe の方位を同定する。 αFe の方位から結晶方位図を求める。この結晶方位図を板厚方向に1～ $10\mu\text{m}$ (第1の深さ領域)、 $10\sim 60\mu\text{m}$ (第2の深さ領域)、 $60\sim 90\mu\text{m}$ (第3の深さ領域)の3領域に分割し、分割後の結晶方位図において、隣接する結晶との方位差が 15° 以上で囲まれる領域を識別する。 15° 以上の方位差で囲まれた領域をブロックのひとつの粒と定義する。それぞれのブロックの面積から円相当直径を求める。視野内の円相当直径の平均値を算出して、それをブロック径とする。

【0063】

<鋼板の製造方法>

本発明の実施形態に係る鋼板の製造方法は上述した成分範囲の材料を用いて、熱間圧延と冷延及び焼鈍条件の一貫した管理を特徴としている。具体的には、本発明の実施形態に係る鋼板の製造方法は、鋼板に関して上で説明した化学組成と同じ化学組成を有する鋼片を熱間圧延し、次いで500℃以上で巻き取る工程、

得られた熱延鋼板を酸洗して前記熱延鋼板の表面上に存在する酸化スケールを除去する工程であって、前記熱延鋼板の表層の除去量が5.00μm未満である工程、

前記熱延鋼板を30～90%の圧下率で冷間圧延する工程、及び

得られた冷延鋼板を露点が-20～20℃の雰囲気中740～900℃の温度域で40～300秒間保持する焼鈍工程

を含むことを特徴としている。以下、各工程について詳しく説明する。

【0064】

（熱間圧延及び巻き取り工程）

本工程では、鋼板に関して上で説明した化学組成と同じ化学組成を有する鋼片が熱間圧延に供される。使用する鋼片は、生産性の観点から連続鑄造法によって鑄造することが好ましいが、造塊法又は薄スラブ鑄造法によって製造してもよい。また、鑄造された鋼片に対し、板厚調整等のために、任意選択で仕上げ圧延の前に粗圧延を施してもよい。このような粗圧延は、所望のシートバー寸法が確保できればよく、その条件は特に限定されない。熱間圧延は、特に限定されないが、一般的には仕上げ圧延の完了温度が650℃以上となるような条件下で行われる。仕上げ圧延の完了温度が低すぎると、圧延反力が高まり、所望の板厚を安定して得ることが困難となるからである。上限は特に限定されないが、一般的には仕上げ圧延の完了温度は950℃以下である。

【0065】

（巻き取り温度）

熱間圧延後、得られた熱延鋼板は500℃以上の巻き取り温度で巻き取られる。巻き取り温度は、熱延鋼板における酸化スケール及び鋼板表層の酸化物の生成状態を制御し、熱延鋼板の強度に影響を与える因子である。500℃以上の巻き取り温度で巻き取ることで、熱延鋼板の表層において酸化物（内部酸化物）を生成させ、当該酸化物をその後の冷間圧延により破碎して微細分散化させることができる。当該微細分散化された酸化物により鋼板表層の第1の深さ領域における粒成長を抑制することができる。このため、冷延板焼鈍後に板厚表層から板厚中心層に向かってブロック径が傾斜制御された構造を作り出すことが可能となる。しかしながら、比較的低い温度で巻き取ると、熱延鋼板の表層において板厚方向に十分な酸化物を生成させることができない。このため、続く酸洗及び冷延工程において鋼板表層で酸化物の破碎と微細分散化を促すことができなくなり、冷延板焼鈍後に鋼板表層の旧オーステナイト粒径とともにブロック径を傾斜制御することができなくなる。このため、巻き取り温度は500℃以上とし、好ましくは530℃以上、より好ましくは550℃超又は560℃以上である。550℃超、特に560℃以上の比較的高い温度で巻き取ることにより、熱延鋼板の表層における内部酸化物の形成をより促進することができ、その後の冷間圧延による内部酸化物の微細分散化、ひいては第1の深さ領域における粒成長の抑制効果を顕著に高めることが可能となる。巻き取り温度の上限は特に限定されないが、巻き取り温度が高すぎると、熱延鋼板の表層に生成する酸化物が著しく粗大になり、続く酸洗及び冷延工程を経たのちに、これらの粗大な酸化物が破碎されず、冷延板焼鈍後にも粗大なまま残ることで、穴広げ性の低下を引き起こす場合がある。このため、巻き取り温度は700℃以下とすることが好ましく、より好ましくは670℃以下である。

【0066】

（酸洗工程）

巻取った熱延鋼板を巻き戻し、酸洗に供する。酸洗を行うことで、熱延鋼板の表面上に存在する酸化スケールを除去して、冷延鋼板の化成処理性や、めっき性の向上を図ることができる。酸化スケールとは、鋼板の表面に形成された酸化物の層（外部酸化層）をいうものであり、鋼板との界面に生成するFeOとSiO₂の複合酸化物であるファイアライト

10

20

30

40

50

(Fe_2SiO_4)等を含む。加えて、酸洗では鋼板の表層の溶解を促進させ、熱延鋼板の表層において酸化スケールの下すなわち鋼板内部に生成した酸化物(内部酸化物)を溶解させず又は完全には溶解させずに残し、冷延によりそれらの未溶解の酸化物を破碎させて微細分散化させることにより、焼鈍後に鋼板表層の組織に傾斜機能を持たせることができる。熱延鋼板の酸化スケールの下に生成した鋼中の酸化物を残すために鋼の溶解量を制御する上では、酸洗は、一回でもよいし、複数回に分けて行ってもよく、酸洗の前後に研削ブラシなどによる機械研磨を施してもよい。また、酸洗前後での板厚の変化の測定に代替して、酸洗前後のコイル重量の変化から鋼板表層の除去量を求めてもよい。鋼板表層の除去量が多すぎると、冷延後に鋼板表層に存在する破碎された酸化物の量が少なくなることから、冷延板焼鈍後の鋼板表層において所望の粒径分布が得られなくなり、耐LME性を低下させる。このため、酸洗による鋼板表層の除去量は $5.00\mu\text{m}$ 未満とし、好ましくは $4.00\mu\text{m}$ 以下又は $3.50\mu\text{m}$ 以下である。先に説明したように巻き取り温度を 500°C 以上として内部酸化物の形成を促進させつつ、その後の酸洗による鋼板表層の除去量を $5.00\mu\text{m}$ 未満に抑えること、すなわち 500°C 以上の巻き取り温度と酸洗による $5.00\mu\text{m}$ 未満の除去量の特定の組み合わせにより、酸洗後冷間圧延前に $1.00\mu\text{m}$ 以上の内部酸化層厚さを確保することができ、その結果として冷間圧延による内部酸化物の微細分散化、ひいては第1の深さ領域における粒成長の抑制効果を確実に発揮させることが可能となる。酸洗後冷間圧延前の内部酸化層の厚さは $1.00\mu\text{m}$ 以上を確保できればよく、上限は特に限定されないが、例えば $15.00\mu\text{m}$ 以下であってよい。内部酸化層の厚さが厚く、粗大な酸化物が多くなると、冷間圧延によってこれらの粗大な酸化物が十分に破碎されず、冷延板焼鈍後にも粗大なまま残ることで穴広げ性の低下を引き起こす場合がある。したがって、穴広げ性の向上を図る観点からは、酸洗後冷間圧延前の内部酸化層の厚さは $10.00\mu\text{m}$ 以下であることが好ましい。ここで、内部酸化層の厚さは、鋼板の表面から鋼板の板厚方向(鋼板の表面に垂直な方向)に進んだ場合における鋼板の表面から内部酸化物が存在する最も遠い位置までの距離をいうものである。鋼板表層の除去量の下限値は特に限定されず、 $0\mu\text{m}$ であってもよい。しかしながら、除去量が $0.01\mu\text{m}$ 未満では、鋼板表面に酸化スケールが部分的に残る場合があり、このような場合には表面の美観低下及び／又は表面粗度の低下を引き起こし、穴広げ性の低下を引き起こす虞がある。このため、穴広げ性の向上等の観点からは、鋼板表層の除去量は $0.01\mu\text{m}$ 以上であることが好ましく、 $0.10\mu\text{m}$ 以上、 $0.20\mu\text{m}$ 以上、 $0.30\mu\text{m}$ 以上、 $0.40\mu\text{m}$ 以上、 $0.50\mu\text{m}$ 以上、 $0.60\mu\text{m}$ 以上、 $0.80\mu\text{m}$ 以上又は $1.00\mu\text{m}$ 以上であってもよい。

【0067】

(冷間圧延工程)

次に、得られた熱延鋼板は冷間圧延を施される。冷間圧延における圧下率は、表層に酸化物を残した鋼板において、その酸化物を破碎により微細分散化させて、冷延板焼鈍後に鋼板表面から $1\sim 10\mu\text{m}$ の第1の深さ領域において酸化物の微細分散化によるブロック径の微細化効果を得るために、極めて重要な制御因子である。圧下率が 30% 未満では、酸化物の破碎の効果が得られず、第1の深さ領域におけるブロック径を $5.0\mu\text{m}$ 以下に制御することができなくなる。このため、圧下率は 30% 以上とし、好ましくは 35% 以上又は 40% 以上である。一方で、圧下率が 90% 超では、熱延鋼板の表層で生成していた酸化物層の厚みが、冷延後に極めて薄くなるため、冷延板焼鈍後の鋼板の表層において所望の粒径分布が得られなくなり、耐LME性を低下させる。このため、圧下率は 90% 以下とし、好ましくは 85% 以下又は 80% 以下である。本発明の実施形態に係る鋼板の製造方法では、内部酸化物の形成を促進させて、比較的弱い酸洗により主として外部酸化層を除去して内部酸化物を残しつつ、当該内部酸化物を微細分散化することが重要である。本方法では、このような内部酸化物の微細分散化を、 500°C 以上の巻き取り温度、酸洗による $5.00\mu\text{m}$ 未満の除去量、及び $30\sim 90\%$ の圧下率での冷間圧延の特定の組み合わせによって達成するものである。このような製造条件の特定の組み合わせに基づく内部酸化物の微細分散化、さらには第1の深さ領域における粒成長の抑制効果については

従来知られておらず、今回、本発明者らによって初めて明らかにされたことである。

【0068】

冷間圧延工程における鋼板表層の酸化物の微細分散化をより促進させるために、冷間圧延において鋼板表層により大きな剪断変形を与えることが好ましい。鋼板表層により大きな剪断変形を与えるためには、例えば、冷間圧延工程は、摩擦係数が0.10未満である潤滑油を鋼板と圧延ロールとの間に供給しながら、圧延荷重が800 t o n / m以上である圧延を行うことを含むことが望ましい。なお、多段の圧延スタンドで構成される連続冷間圧延機では少なくとも1つの圧延機において摩擦係数が0.10未満であり、かつ圧延荷重が800 t o n / m以上である圧延を実施すれば良い。また、圧延を複数回に分けて行う場合は、それらの圧延のうち、少なくとも1回の圧延において摩擦係数が0.10未満であり、かつ圧延荷重が800 t o n / m以上である圧延を実施すれば良い。摩擦係数が0.10以上又は圧延荷重が800 t o n / m未満の場合は、剪断変形量が比較的少なくなり、鋼板表層の酸化物の微細分散化を十分に促進させることができない場合がある。また、摩擦係数が小さく及び／又は圧延荷重が高いほど鋼板表層に与えられる剪断変形量は大きくなる。このため、摩擦係数は0.08以下であることが好ましく、0.06以下、0.04以下、又は0.02以下であっても良い。摩擦係数の下限は特に限定されないが、例えば摩擦係数は0.01以上であってもよい。加えて、圧延荷重は1000 t o n / m以上、1200 t o n / m以上、1300 t o n / m以上、1400 t o n / m以上、又は1600 t o n / m以上であっても良い。圧延荷重の上限は特に限定されないが、例えば圧延荷重は2000 t o n / m以下であってもよい。

【0069】

(焼鈍工程)

最後に、得られた冷延鋼板は、所定の焼鈍（「冷延板焼鈍」ともいう）を施され、本発明の実施形態に係る鋼板が得られる。以下、この冷延板焼鈍について詳しく説明する。

【0070】

(740～900℃の温度域での露点)

冷延板焼鈍において、740～900℃における露点を制御することにより、鋼板表面から10～60 μ mの第2の深さ領域での脱炭を促し、それによってオーステナイトの粒界の移動度を増加させ、当該第2の深さ領域におけるブロック径を粗大化させることが可能となる。露点が低すぎると、第2の深さ領域での脱炭量が不足し、オーステナイトの粒界の移動度が増加せず、当該第2の深さ領域におけるオーステナイト粒径及びブロック径の粗大化が妨げられる。このため、露点の下限値は-20℃以上とし、好ましくは-15℃以上である。一方で、露点が高いと、第2の深さ領域での脱炭量が過剰となり、オーステナイトの粒界の移動度が顕著に増加することから、当該第2の深さ領域におけるオーステナイト粒径及びブロック径が著しく粗大化する。このため、露点の上限値は20℃以下とし、好ましくは15℃以下である。

【0071】

(740～900℃の温度域での保持時間)

冷延板焼鈍において、740～900℃の温度域における保持時間を制御することにより、第2の深さ領域での脱炭を促し、それによってオーステナイトの粒界の移動度を増加させ、当該第2の深さ領域におけるオーステナイト粒径及びブロック径を粗大化させることが可能となる。ここで、保持時間とは、740～900℃の温度域に滞在している時間をいうものであり、よって740～900℃の間で徐々に昇温されている場合の時間を包含するものである。保持時間が短いと、第2の深さ領域での脱炭量が不足し、オーステナイトの粒界の移動度が増加せず、当該第2の深さ領域におけるオーステナイト粒径及びブロック径の粗大化が妨げられる。このため、保持時間の下限値は40秒以上とし、好ましくは60秒以上である。一方で、保持時間が長いと、第2の深さ領域での脱炭量が過剰となり、オーステナイトの粒界の移動度が顕著に増加することから、当該第2の深さ領域におけるオーステナイト粒径及びブロック径が著しく粗大化する。このため、保持時間の上限値は300秒以下とし、好ましくは250秒以下である。

【0072】

(平均冷却速度)

以下、焼鈍後の冷却、焼戻し及びめっき処理の好ましい実施形態について詳しく説明する。下記の記載は、焼鈍後の冷却、焼戻し及びめっき処理の好ましい実施形態の単なる例示であって、鋼板の製造方法を何ら限定するものではない。上記焼鈍後の冷却は、750℃から550℃まで平均冷却速度100℃/秒以下で実施することが好ましい。100℃/秒以下の平均冷却速度で冷却することで硬さのばらつきを抑制することが可能となる。平均冷却速度は80℃/秒以下又は50℃/秒以下であってもよい。平均冷却速度の下限値は、特に限定されないが、十分な強度を確保するとの観点から、例えば2.5℃/秒であってよく、好ましくは5℃/秒以上、より好ましくは10℃/秒以上、最も好ましくは20℃/秒以上である。

10

【0073】

(冷却停止温度)

上記の冷却は、25～550℃の温度で停止し（冷却停止温度）、続いて、この冷却停止温度がめっき浴温度よりも低い場合には350～550℃の温度域に再加熱して滞留させてもよい。上述の温度範囲で冷却を行うと冷却中に未変態のオーステナイトからマルテンサイトが生成する。その後、再加熱を行うことで、マルテンサイトは焼き戻され、硬質相内での炭化物析出や転位の回復・再配列が起こり、耐水素脆性が改善する。

【0074】

(滞留温度及び滞留時間)

再加熱後かつめっき浴浸漬前に、350～550℃の温度域で鋼板を滞留させてもよい。この温度域での滞留は、マルテンサイトの焼き戻しに寄与するばかりでなく、板の幅方向の温度ムラをなくし、めっき後の外観を向上させる。なお、冷却停止温度が350～550℃であった場合には、再加熱を行わずに滞留を行えばよい。滞留を行う場合、滞留時間は10～600秒であることが好ましい。

20

【0075】

(焼戻し)

焼戻しは、一連の焼鈍工程において、冷延板又は冷延板にめっき処理を施した鋼板を、室温まで冷却した後、あるいは、室温まで冷却する途中（ただしマルテンサイト変態開始温度（Ms）以下）において再加熱を開始し、150～400℃の温度域で2秒以上保持することで実施してもよい。このような処理によれば、再加熱後の冷却中に生成したマルテンサイトを焼戻して、焼戻しマルテンサイトとすることにより、耐水素脆性を改善することができる。焼戻しは、連続焼鈍設備内で行ってもよいし、連続焼鈍後にオフラインで別設備にて実施してもよい。この際、焼戻し時間は、焼戻し温度により異なる。すなわち、低温ほど長時間となり、高温ほど短時間となる。

30

【0076】

(めっき)

焼鈍工程中又は焼鈍工程後の冷延鋼板に対して、必要に応じて、（亜鉛めっき浴温度－40）℃～（亜鉛めっき浴温度＋50）℃に加熱又は冷却して、熔融亜鉛めっきを施してもよい。熔融亜鉛めっき工程によって、冷延鋼板の少なくとも一方の表面、好ましくは両方の表面には、熔融亜鉛めっき層が形成される。この場合、冷延鋼板の耐食性が向上するので好ましい。熔融亜鉛めっきを施しても、冷延鋼板の耐LME性を十分に維持することができる。

40

【0077】

(めっき浴浸漬板温度)

めっき浴浸漬板温度（熔融亜鉛めっき浴に浸漬する際の鋼板の温度）は、熔融亜鉛めっき浴温度より40℃低い温度（熔融亜鉛めっき浴温度－40℃）から熔融亜鉛めっき浴温度より50℃高い温度（熔融亜鉛めっき浴温度＋50℃）までの温度範囲が好ましい。めっき浴浸漬板温度が熔融亜鉛めっき浴温度－40℃を下回ると、めっき浴浸漬時の抜熱が大きく、熔融亜鉛の一部が凝固してしまいめっき外観を劣化させる場合があるため望まし

50

くない。浸漬前の板温度が溶融亜鉛めっき浴温度－40℃を下回っていた場合、任意の方法でめっき浴浸漬前にさらに加熱を行い、板温度を溶融亜鉛めっき浴温度－40℃以上に制御してからめっき浴に浸漬させてもよい。また、めっき浴浸漬板温度が溶融亜鉛めっき浴温度＋50℃を超えると、めっき浴温度上昇に伴う作業上の問題を誘発する。

【0078】

(めっき浴の組成)

めっき浴の組成は、Znを主体とし、有効Al量（めっき浴中の全Al量から全Fe量を引いた値）が0.050～0.250質量%であることが好ましい。めっき浴中の有効Al量が0.050質量%未満であると、めっき層中へのFeの侵入が過度に進み、めっき密着性が低下するおそれがある。一方、めっき浴中の有効Al量が0.250質量%を超えると、鋼板とめっき層との境界に、Fe原子及びZn原子の移動を阻害するAl系酸化物が生成し、めっき密着性が低下するおそれがある。めっき浴中の有効Al量は0.065質量%以上であるのがより好ましく、0.180質量%以下であるのがより好ましい。めっき浴は、ZnやAl以外にもMg等の元素を含有していてもよい。

【0079】

(めっき浴浸漬後の保持温度)

溶融亜鉛めっき層に合金化処理を施す場合は、溶融亜鉛めっき層を形成した鋼板を470～550℃の温度範囲に加熱することが好ましい。合金化温度が470℃未満であると、合金化が十分に進行しないおそれがある。一方、合金化温度が550℃を超えると、合金化が進行しすぎて、 Γ 相の生成により、めっき層中のFe濃度が15%を超えることで耐食性が劣化する恐れがある。合金化温度は480℃以上であるのがより好ましく、540℃以下であるのがさらに好ましい。合金化温度は、鋼板の成分組成及び内部酸化層の形成度合いにより変える必要があるため、めっき層中のFe濃度を確認しながら設定すればよい。一方、溶融亜鉛めっき層に合金化処理を施さない場合は、めっき浴浸漬後の保持温度は470℃未満であってよく、例えば450～470℃未満であってよい。

【0080】

(めっきプレ処理)

めっき密着性をさらに向上させるために、連続溶融亜鉛めっきラインにおける焼鈍前に、母材鋼板に、Ni、Cu、Co、Feの単独あるいは複数から成るめっきを施してもよい。

【0081】

(めっき後処理)

溶融亜鉛めっき鋼板及び合金化溶融亜鉛めっき鋼板の表面に、塗装性、溶接性を改善する目的で、上層めっきを施すことや、各種の処理、例えば、クロメート処理、りん酸塩処理、潤滑性向上処理、溶接性向上処理等を施すこともできる。

【0082】

(スキンプス圧下率)

さらに、鋼板形状の矯正や可動転位導入により延性の向上を図ることを目的として、スキンプス圧延を施してもよい。熱処理後のスキンプス圧延の圧下率は、0.1～1.5%の範囲が好ましい。0.1%未満では効果が小さく、制御も困難であることから、0.1%を下限とする。1.5%を超えると生産性が著しく低下するので1.5%を上限とする。スキンプスは、インラインで行ってもよいし、オフラインで行ってもよい。また、一度に目的の圧下率のスキンプスを行ってもよいし、数回に分けて行っても構わない。

【0083】

上記の製造方法によれば、本発明の実施形態に係る鋼板を得ることができる。

【0084】

以下に本発明に係る実施例を示す。本発明はこの一条件例に限定されるものではない。本発明は、本発明要旨を逸脱せず、本発明目的を達する限りにおいては、種々の条件を採用可能とするものである。

【実施例】

【0085】

(例1)

種々の化学組成を有する鋼を溶製して鋼片を製造した。これらの鋼片を1220℃に加熱した炉内に挿入し、60分間保持する均一化処理を与えた後に大気中に取り出し、熱間圧延して板厚2.6mmの鋼板を得た。熱間圧延における仕上げ圧延の完了温度は890℃であり、540℃まで冷却して巻き取った。続いて、この熱延鋼板の酸化スケールを酸洗により片面3.0μmの厚みを鋼板の両面の表層から除去し（酸洗後冷間圧延前の内部酸化層の厚さは表2に示すとおり）、圧下率50%の冷間圧延を施し、板厚を1.4mmに仕上げた。冷間圧延において最も高い圧延荷重を付加した圧延機の圧延荷重と当該圧延機において使用した潤滑油の摩擦係数を表2に示す。さらに、この冷延鋼板を焼鈍し、具体的には880℃まで昇温する際、740～900℃の温度範囲を露点8℃の雰囲気中に制御し、その温度範囲における保持時間を130秒とした。次に、冷延鋼板を表2に示す条件下で冷却及び滞留させ、次いでスキンプス圧延を実施した。得られた各鋼板から採取した試料を分析した化学組成は、表1に示すとおりである。なお、表1に示す成分以外の残部はFe及び不純物である。また、表2は上記の加工熱処理を与えた鋼板の特性の評価結果である。

10

【0086】

(引張強度、全伸び及び穴広げ値の評価)

引張強度(TS)及び全伸び(ε-EI)は、試験片の長手方向が鋼板の圧延直角方向と平行になる向きからJIS5号試験片を採取し、JIS Z 2241(2011)に準拠して引張試験を行うことで測定した。また、穴広げ値は以下のようにして決定した。まず、試験片に直径10mmの円形穴(初期穴:穴径d0=10mm)を、クリアランスが12.5%となる条件で打ち抜き、かえり(バリ)がダイ側となるようにし、頂角60°の円錐ポンチにて板厚を貫通する割れが発生するまで初期穴を押し広げ、割れ発生時の穴径d1mmを測定して、下記式にて各試験片の穴広げ値λ(%)を求めた。この穴広げ試験を5回実施し、それらの平均値を穴広げ値λとして決定した。

20

$$\lambda = 100 \times (d1 - d0) / d0$$

【0087】

(耐LME性の評価)

耐LME性は、以下のようにして評価した。GA軟鋼(合金化溶融亜鉛めっき鋼板)と表2に示す鋼板とで下記条件にて溶接試験を行い、4.0kAから10.0kAまで電流量を変えて溶接した試験片を作製し、その後、断面組織を観察して、ナゲット径と割れの長さを確認し、ナゲット径が5.5mm以下の領域において割れ長さが0.10mm未満であった場合に合格とし、ナゲット径が5.5mm以下の領域において割れ長さが0.10mm以上であった場合に不合格(NG)とした。また、合格のうち、割れ長さが0.03mm以下である場合にA判定、割れ長さが0.03mm超かつ0.06mm以下の場合にB判定、割れ長さが0.06mm超かつ0.10mm未満の場合にC判定を与えた。

30

電極:Cr-Cu製のDR型電極(先端外径:8mm、R:40mm)

加圧力P:450kg

電極の傾斜角θ:5°

アップスロープ:なし

第1通電時間t1:0.2秒

無通電間tc:0.04秒

第2通電時間t2:0.4秒

電流比I1/I2:0.7

通電終了後の保持時間:0.1秒

40

【0088】

引張強度が1200MPa以上であり、耐LME性の評価がOKである場合を、高強度でかつ溶接性に優れた鋼板として評価した。

【0089】

50

表 1-1

No.	化学組成(質量%、残部:Fe及び不純物)												
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Co	Ni	Mo	Cr	O	Ti
A	0.32	0.22	2.78	0.0029	0.0014	0.023	0.0085	-	-	-	-	-	-
B	0.29	0.25	1.84	0.0038	0.0038	0.078	0.0021	-	-	-	-	-	-
C	0.32	0.08	1.93	0.0004	0.0052	0.018	0.0172	-	-	-	-	-	-
D	0.39	0.49	2.07	0.0099	0.0018	0.842	0.0159	-	-	-	-	-	-
E	0.34	0.68	2.33	0.0079	0.0026	0.530	0.0005	-	-	-	-	-	-
F	0.23	0.41	2.14	0.0059	0.0111	0.030	0.0037	-	-	-	-	-	-
G	0.28	0.21	2.55	0.0178	0.0121	0.416	0.0133	-	-	-	-	-	-
H	0.32	0.89	1.47	0.0175	0.0162	0.034	0.0062	-	-	-	-	-	-
I	0.31	0.28	2.37	0.0120	0.0071	0.140	0.0093	-	-	-	-	-	-
J	0.22	0.36	2.14	0.0014	0.0159	0.235	0.0198	-	-	-	-	-	-
K	0.37	0.52	3.53	0.0105	0.0060	0.937	0.0029	0.0248	0.0651	-	0.1057	0.0019	0.0007
L	0.35	0.94	3.06	0.0151	0.0085	0.603	0.0079	-	-	0.0515	-	0.0094	0.035
M	0.39	0.12	1.31	0.0065	0.0185	0.342	0.0152	-	0.3082	-	0.1103	-	-
N	0.21	0.92	0.55	0.0111	0.0007	0.036	0.0114	0.0628	-	-	1.7462	0.0014	-
O	0.25	0.61	2.80	0.0130	0.0177	0.735	0.0122	0.0389	0.6696	0.1658	-	0.0020	0.046
P	0.36	0.07	3.73	0.0038	0.0107	0.885	0.0062	-	-	-	-	-	0.0007
Q	0.27	0.57	1.79	0.0043	0.0065	0.070	0.0051	-	0.1727	-	-	-	0.0014
R	0.28	0.81	1.72	0.0166	0.0091	0.014	0.0139	-	-	-	-	-	-
S	0.35	0.25	1.12	0.0109	0.0031	0.022	0.0038	-	-	-	0.6182	0.0011	-
T	0.29	0.38	2.94	0.0086	0.0190	0.372	0.0109	-	-	0.0715	-	0.0020	-
U	0.18	0.37	2.74	0.0127	0.0024	0.606	0.0141	-	-	-	-	-	-
V	0.42	0.52	1.30	0.0007	0.0078	0.328	0.0036	-	-	-	-	-	-
W	0.36	1.04	2.53	0.0124	0.0093	0.480	0.0181	-	-	-	-	-	-
X	0.38	0.89	0.06	0.0109	0.0098	0.868	0.0166	-	-	-	-	-	-

下線は本発明の範囲外であることを示す。

【表 1 - 2】

表1-2

No.	化学組成(質量%, 残部: Fe及び不純物)												
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Co	Ni	Mo	Cr	O	Ti
Y	0.26	0.17	4.13	0.0190	0.0172	0.603	0.0032	-	-	-	-	-	-
Z	0.25	0.74	2.16	0.0205	0.0070	0.589	0.0074	-	-	-	-	-	-
AA	0.23	0.20	2.09	0.0152	0.0205	0.567	0.0036	-	-	-	-	-	-
AB	0.39	0.10	2.98	0.0010	0.0183	1.034	0.0025	-	-	-	-	-	-
AC	0.26	0.25	2.52	0.0173	0.0017	0.084	0.0206	-	-	-	-	-	-
AD	0.30	0.95	1.66	0.0041	0.0029	0.239	0.0085	0.0304	1.0374	-	-	-	-
AE	0.28	0.63	0.57	0.0180	0.0108	0.482	0.0004	-	-	-	2.0557	0.0132	-
AF	0.31	0.84	2.16	0.0107	0.0039	0.256	0.0145	0.0346	0.3840	0.0652	-	0.0208	0.027
AG	0.29	0.15	1.78	0.0104	0.0042	0.367	0.0110	-	-	-	0.1624	-	0.514
AH	0.37	0.73	3.81	0.0075	0.0010	0.691	0.0084	-	-	-	-	0.0018	-
AI	0.36	0.88	2.89	0.0168	0.0136	0.043	0.0050	0.0533	-	0.0723	0.2295	0.0151	-
AJ	0.25	0.66	2.98	0.0143	0.0164	0.178	0.0192	-	-	-	-	-	0.098
AK	0.31	0.62	1.19	0.0184	0.0106	0.427	0.0186	-	0.0472	0.1144	0.2221	-	0.054
AL	0.32	0.68	3.23	0.0132	0.0062	0.119	0.0175	-	-	0.0551	-	0.0012	-
AM	0.34	0.80	2.37	0.0157	0.0091	0.673	0.0095	0.1100	-	-	0.1309	-	0.069
AN	0.34	0.19	3.26	0.0127	0.0029	0.835	0.0091	-	-	0.0936	-	0.0155	-
AO	0.22	0.30	2.22	0.0028	0.0173	0.722	0.0024	0.0425	-	-	1.4156	-	0.042
AP	0.39	0.52	3.30	0.0157	0.0178	0.707	0.0152	-	0.1012	0.0541	-	0.0015	-
AQ	0.23	0.39	2.66	0.0172	0.0084	0.099	0.0177	-	-	0.0870	0.8871	-	0.034
AR	0.31	0.88	3.55	0.0076	0.0021	0.382	0.0110	0.4196	-	0.8216	-	0.0020	-
AS	0.22	0.66	1.81	0.0093	0.0080	0.260	0.0015	-	0.1399	-	0.0915	-	-
AT	0.20	0.42	1.87	0.0067	0.0048	0.117	0.0025	0.0328	-	0.4306	-	0.0017	-
AU	0.35	0.21	1.14	0.0047	0.0189	0.135	0.0087	-	0.1686	-	0.6402	-	-

下線は本発明の範囲外であることを示す。

【 0 0 9 1 】

10

20

30

40

50

【表 1 - 3】

表 1-3

No.	化学組成(質量%, 残部: Fe 及び不純物)										
	V	Cu	W	Ta	Sn	Sb	As	Mg	Ca	Y	Zr
A	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
B	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
C	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
D	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
E	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
F	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
G	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
H	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
I	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
J	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
K	0.3823	-	0.0069	0.0105	-	0.0145	0.0049	-	0.0043	0.0382	0.0043
L	-	0.0265	-	-	-	-	-	0.0057	-	-	-
M	0.0392	-	0.0760	-	0.0063	0.0062	0.0031	-	-	-	-
N	0.0484	0.1499	0.0048	0.0087	-	-	-	0.0427	-	0.0242	-
O	-	-	-	-	0.0338	-	-	-	0.0058	-	0.0131
P	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Q	-	0.0816	-	-	0.0020	-	-	-	-	-	0.0028
R	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0140
S	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
T	-	-	-	-	-	-	0.0143	-	0.0051	-	-
U	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
V	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
W	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
X	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-

下線は本発明の範囲外であることを示す。

【 0 0 9 2 】

10

20

30

40

50

【表 1 - 4】

表 1-4

化学組成(質量%, 残部: Fe及び不純物)

No.	V	Cu	W	Ta	Sn	Sb	As	Mg	Ca	Y	Zr	La	Ce
Y	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Z	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
AA	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
AB	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
AC	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
AD	-	0.0468	-	0.0092	0.0055	0.0030	0.0020	0.0388	-	-	-	0.0050	-
AE	-	0.0247	0.0840	0.0064	-	0.0043	-	0.0024	-	0.0168	-	0.0039	-
AF	0.0495	0.0480	0.0063	0.0084	0.0347	-	0.0047	0.0049	0.0178	-	0.0068	0.0029	0.0041
AG	-	0.0339	-	-	0.0049	0.0395	-	-	-	0.0042	-	0.0059	-
AH	-	-	0.0829	0.0101	-	0.0053	0.0413	0.0060	0.0043	0.0062	0.0049	-	0.0372
AI	0.5133	0.2486	0.0065	-	0.0170	0.0032	-	-	-	0.0050	-	0.0066	-
AJ	-	0.5158	0.0118	0.0084	0.0022	-	-	0.0432	0.0033	0.0369	-	-	0.0324
AK	0.0492	-	0.1038	0.0820	-	0.0371	0.0414	-	-	0.0026	-	0.0043	0.0160
AL	0.2935	0.0484	-	0.1040	0.0301	0.0040	-	0.0031	-	-	-	-	-
AM	0.0363	0.4181	-	-	0.0512	-	0.0055	0.0265	-	0.0054	0.0420	0.0031	0.0049
AN	-	-	0.0151	0.0054	0.0056	0.0513	-	0.0053	0.0059	0.0027	0.0056	-	0.0050
AO	0.3796	0.0418	0.0703	-	-	0.0042	0.0518	-	0.0047	-	-	0.0040	-
AP	0.1107	-	-	0.0047	0.0030	-	0.0225	0.0516	-	0.0041	0.0383	-	0.0092
AQ	-	-	-	-	0.0062	-	-	0.0055	0.0510	0.0379	-	0.0035	0.0075
AR	0.0431	0.0387	0.0123	0.0168	0.0131	-	0.0091	-	0.0048	0.0514	0.0042	-	-
AS	0.3907	-	0.0757	0.0153	0.0382	-	-	-	0.0357	-	0.0510	0.0218	-
AT	0.0357	0.0353	0.0100	-	-	0.0070	0.0070	-	-	0.0025	-	0.0519	0.0028
AU	-	0.0260	-	-	0.0069	-	-	0.0049	-	0.0024	-	-	0.0518

下線は本発明の範囲外であることを示す。

【 0 0 9 3 】

10

20

30

40

50

【表 2 - 1】

No.	仕上げ 圧延完了 温度(℃)	巻取温度 (℃)	銅板表面 除去量 (μm)	冷間圧延前の 内部酸化層厚さ (μm)	冷間 圧下率 (%)	冷間圧延		冷延板焼鈍					めっき	スキンハス 圧下率 (%)		
						潤滑油の 摩擦係数	圧延荷重 ton/m	750℃から550℃ までの平均冷却 速度(℃/秒)	冷却停止 温度(℃)	滞留温度 (℃)	滞留時間 (秒)	焼戻し (℃)				
															740～900℃	
															露点	保持時間
A-1	890	540	3.0	4.15	50	0.03	892	8	130	45	150	220	140	なし	なし	
B-1	890	540	3.0	4.94	50	0.03	927	8	130	45	150	220	140	なし	なし	
C-1	890	540	3.0	3.41	50	0.03	983	8	130	45	150	220	140	なし	なし	
D-1	890	540	3.0	4.12	50	0.03	1058	8	130	45	150	220	140	なし	なし	
E-1	890	540	3.0	3.94	50	0.03	1003	8	130	45	150	220	140	なし	なし	
F-1	890	540	3.0	5.46	50	0.03	901	8	130	45	150	220	140	なし	なし	
G-1	890	540	3.0	5.46	50	0.03	945	8	130	45	150	220	140	なし	なし	
H-1	890	540	3.0	4.00	50	0.03	983	8	130	45	150	220	140	なし	なし	
I-1	890	540	3.0	3.37	50	0.03	972	8	130	45	150	220	140	なし	なし	
J-1	890	540	3.0	4.81	50	0.03	892	8	130	45	150	220	140	なし	なし	
K-1	890	540	3.0	4.14	50	0.03	1034	8	130	45	150	220	140	なし	なし	
L-1	890	540	3.0	4.60	50	0.03	1003	8	130	45	150	220	140	なし	なし	
M-1	890	540	3.0	6.10	50	0.03	1058	8	130	45	150	220	140	なし	なし	
N-1	890	540	3.0	5.45	50	0.03	885	8	130	45	150	220	140	なし	なし	
O-1	890	540	3.0	4.98	50	0.03	918	8	130	45	150	220	140	なし	なし	
P-1	890	540	3.0	5.58	50	0.03	1024	8	130	45	150	220	140	なし	なし	
Q-1	890	540	3.0	4.35	50	0.03	935	8	130	45	150	220	140	なし	なし	
R-1	890	540	3.0	3.27	50	0.03	945	8	130	45	150	220	140	なし	なし	
S-1	890	540	3.0	3.85	50	0.03	1034	8	130	45	150	220	140	なし	なし	
T-1	890	540	3.0	6.34	50	0.03	953	8	130	45	150	220	140	なし	なし	
U-1	890	540	3.0	3.11	50	0.03	861	8	130	45	150	220	140	なし	なし	
V-1	890	540	3.0	3.89	50	0.03	1091	8	130	45	150	220	140	なし	なし	
W-1	890	540	3.0	4.34	50	0.03	1024	8	130	45	150	220	140	なし	なし	
X-1	890	540	3.0	3.35	50	0.03	1046	8	130	45	150	220	140	なし	なし	

下線は本発明の範囲外であることを示す。

【 0 0 9 4 】

【表 2 - 2】

表2-2	No.	仕上げ 圧延完了 温度(℃)	巻取温度 (℃)	鋼板表面 除去量 (μm)	冷間圧延前の 内部酸化層厚さ (μm)	冷間 圧下率 (%)	冷間圧延		冷延板焼鈍						めっき	スキヤ 圧下率 (%)	
							潤滑油の 摩擦係数	圧延荷重 ton/m	750℃から550℃ までの平均冷却 速度(℃/秒)	冷却停止 温度(℃)	滞留温度 (℃)	滞留時間 (秒)	焼戻し (℃)				
														露点			保持時間
	Y-1	890	540	3.0	3.91	50	0.03	927	8	130	45	150	220	140	なし	なし	0.2
	Z-1	890	540	3.0	3.40	50	0.03	918	8	130	45	150	220	140	なし	なし	0.2
	AA-1	890	540	3.0	5.86	50	0.03	901	8	130	45	150	220	140	なし	なし	0.2
	AB-1	890	540	3.0	4.59	50	0.03	1058	8	130	45	150	220	140	なし	なし	0.2
	AC-1	890	540	3.0	5.67	50	0.03	927	8	130	45	150	220	140	なし	なし	0.2
	AD-1	890	540	3.0	5.13	50	0.03	963	8	130	45	150	220	140	なし	なし	0.2
	AE-1	890	540	3.0	5.75	50	0.03	945	8	130	45	150	220	140	なし	なし	0.2
	AF-1	890	540	3.0	5.50	50	0.03	972	8	130	45	150	220	140	なし	なし	0.2
	AG-1	890	540	3.0	3.57	50	0.03	953	8	130	45	150	220	140	なし	なし	0.2
	AH-1	890	540	3.0	4.33	50	0.03	1034	8	130	45	150	220	140	なし	なし	0.2
	AI-1	890	540	3.0	4.05	50	0.03	1024	8	130	45	150	220	140	なし	なし	0.2
	AJ-1	890	540	3.0	3.87	50	0.03	918	8	130	45	150	220	140	なし	なし	0.2
	AK-1	890	540	3.0	4.63	50	0.03	935	8	130	45	150	220	140	なし	なし	0.2
	AL-1	890	540	3.0	5.18	50	0.03	983	8	130	45	150	220	140	なし	なし	0.2
	AM-1	890	540	3.0	4.29	50	0.03	1003	8	130	45	150	220	140	なし	なし	0.2
	AN-1	890	540	3.0	6.25	50	0.03	1003	8	130	45	150	220	140	なし	なし	0.2
	AO-1	890	540	3.0	6.25	50	0.03	992	8	130	45	150	220	140	なし	なし	0.2
	AP-1	890	540	3.0	5.21	50	0.03	1058	8	130	45	150	220	140	なし	なし	0.2
	AQ-1	890	540	3.0	5.61	50	0.03	901	8	130	45	150	220	140	なし	なし	0.2
	AR-1	890	540	3.0	6.59	50	0.03	972	8	130	45	150	220	140	なし	なし	0.2
	AS-1	890	540	3.0	4.82	50	0.03	892	8	130	45	150	220	140	なし	なし	0.2
	AT-1	890	540	3.0	4.08	50	0.03	877	8	130	45	150	220	140	なし	なし	0.2
	AU-1	890	540	3.0	3.94	50	0.03	963	8	130	45	150	220	140	なし	なし	0.2

下線は本発明の範囲外であることを示す。

下線は本発明の範囲外であることを示す。

【 0 0 9 5 】

【表 2 - 3】

表2-3

No.	フェライト、パーライト 及びベイライトの 合計(%)	残留 オーステナイト (%)	A 焼戻し マルテンサイト (%)	B マルテンサイト (%)	A+B	第1深さ領域 フロク径 (μm)	第2深さ領域 フロク径 (μm)	第3深さ領域 フロク径 (μm)	TS (MPa)	t-EI (%)	λ (%)	耐LME性	備考
A-1	1.8	0.4	4.2	93.7	97.8	0.5	18.5	3.3	1646	8.0	39.8	B	実施例
B-1	9.8	0.1	1.6	88.4	90.1	0.6	13.7	4.3	1654	8.3	32.5	B	実施例
C-1	7.9	0.2	2.4	89.5	91.9	1.8	12.7	0.6	1858	7.4	25.8	B	実施例
D-1	6.6	0.7	6.8	85.9	92.7	2.6	16.1	5.3	2002	7.9	20.1	B	実施例
E-1	2.5	0.4	4.5	92.6	97.1	3.9	17.0	1.7	2014	7.7	20.2	B	実施例
F-1	8.1	0.1	0.9	90.9	91.8	3.0	12.1	0.3	1595	8.6	36.2	B	実施例
G-1	3.5	0.2	2.2	94.1	96.3	2.3	18.0	0.5	1803	7.8	30.5	B	実施例
H-1	9.6	0.2	2.3	87.9	90.2	4.0	6.2	3.6	1842	8.3	25.7	B	実施例
I-1	3.7	0.2	2.9	93.1	96.1	3.7	13.8	1.7	1890	7.4	26.0	B	実施例
J-1	8.8	0.1	0.8	90.4	91.1	2.0	13.2	1.4	1558	8.8	37.1	B	実施例
K-1	8.6	1.6	15.2	74.6	89.8	2.7	17.3	1.1	1983	7.7	20.6	B	実施例
L-1	0.5	0.8	8.4	90.4	98.7	2.1	7.8	3.0	2011	7.9	20.6	B	実施例
M-1	8.9	0.4	4.1	86.7	90.7	3.4	10.4	5.7	2017	7.3	20.1	B	実施例
N-1	8.9	0.0	0.4	90.7	91.1	1.3	12.7	1.7	1542	9.9	37.6	B	実施例
O-1	9.3	0.3	3.4	87.1	90.4	3.7	7.8	4.2	1631	9.0	33.8	B	実施例
P-1	0.3	1.0	10.7	88.0	98.7	1.8	11.4	2.3	2009	7.0	20.7	B	実施例
Q-1	8.7	0.1	1.4	89.8	91.2	3.1	9.8	4.2	1897	8.5	31.7	B	実施例
R-1	8.9	0.1	1.6	89.4	91.0	0.9	18.5	3.1	1727	8.6	30.4	B	実施例
S-1	9.4	0.2	2.4	87.9	90.4	3.3	18.8	0.9	2004	7.3	20.2	B	実施例
T-1	1.2	0.3	3.5	95.0	98.5	1.1	7.3	2.2	1864	7.6	28.5	B	実施例
U-1	15.2	0.0	0.7	84.0	84.8	3.8	9.8	4.4	1185	11.1	41.6	B	比較例
V-1	8.2	0.6	5.3	85.9	91.2	0.6	17.9	4.0	2194	7.2	12.3	NG	比較例
W-1	1.2	0.7	6.9	91.3	98.1	0.1	5.5	1.3	2105	7.7	15.4	NG	比較例
X-1	40.6	0.8	6.1	52.5	58.6	4.5	19.3	4.0	1059	14.7	19.1	B	比較例

下線は本発明の範囲外であることを示す。

【表 2 - 4】

表2-4

No.	フェライト、パーライト 及びベイナイトの 合計(%)	残留 オーステナイト (%)	A 健全し マルテンサイト (%)	B マルテンサイト (%)	A+B	第1深さ領域 ブロック径 (μm)	第2深さ領域 ブロック径 (μm)	第3深さ領域 ブロック径 (μm)	TS (MPa)	t-EI (%)	λ (%)	耐LME性	備考
Y-1	0.3	0.4	4.8	94.6	99.3	5.5	18.3	1.6	1782	7.5	18.6	NG	比較例
Z-1	8.9	0.1	1.5	89.5	91.0	3.4	16.2	6.8	1642	9.2	33.7	NG	比較例
AA-1	9.9	0.1	0.8	89.2	90.0	2.6	4.9	2.2	1570	8.9	9.6	NG	比較例
AB-1	13.5	1.5	13.4	71.6	85.0	4.5	7.2	3.9	1157	11.5	45.0	B	比較例
AC-1	4.1	0.1	1.7	94.1	95.8	3.6	3.2	3.0	1736	7.8	33.3	NG	比較例
AD-1	3.8	0.2	3.0	93.0	96.0	4.9	16.0	4.8	1864	8.4	17.3	B	参考例
AE-1	4.6	11.7	1.1	82.6	83.7	3.0	19.7	5.4	1771	9.9	13.3	B	参考例
AF-1	2.2	0.3	3.5	94.0	97.5	2.3	9.8	3.0	1918	8.0	12.5	B	参考例
AG-1	9.3	0.1	1.6	89.0	90.6	3.5	15.4	2.0	1740	8.1	17.9	B	参考例
AH-1	0.2	1.4	14.6	83.8	98.4	4.6	12.7	4.2	2133	7.3	13.7	B	参考例
AI-1	0.4	0.8	8.6	90.1	98.8	4.9	13.0	2.7	2112	7.2	14.9	B	参考例
AJ-1	1.5	0.2	2.3	96.0	98.3	4.4	12.5	1.8	1741	8.1	14.9	B	参考例
AK-1	9.7	0.1	1.7	88.5	90.2	4.8	10.2	2.8	1682	9.0	16.3	B	参考例
AL-1	0.5	0.5	6.3	92.6	99.0	2.5	18.2	1.4	1973	7.4	17.2	B	参考例
AM-1	1.8	0.4	4.9	92.9	97.8	4.1	16.2	5.8	2026	7.9	19.6	B	参考例
AN-1	0.5	0.6	7.0	91.9	98.9	2.8	19.4	4.3	2035	7.2	19.2	B	参考例
AO-1	7.5	0.1	1.3	91.1	92.4	3.6	12.9	2.6	1575	9.0	17.7	B	参考例
AP-1	0.3	1.3	13.0	85.4	98.4	0.4	19.8	4.2	2215	7.0	9.1	B	参考例
AQ-1	0.8	0.1	1.6	97.4	99.1	2.6	12.1	3.5	1690	8.1	18.3	B	参考例
AR-1	0.0	0.7	8.7	90.5	99.3	1.2	17.2	5.4	1942	7.8	14.6	B	参考例
AS-1	9.8	0.0	0.7	89.4	90.2	2.2	13.1	2.3	1549	9.3	16.4	B	参考例
AT-1	3.7	0.0	0.6	95.7	96.3	1.7	16.0	2.5	1568	8.8	14.8	B	参考例
AU-1	8.2	0.2	2.6	89.0	91.6	2.7	18.0	3.7	1787	8.0	15.8	B	参考例

下線は本発明の範囲外であることを示す。

【0097】

表2を参照すると、例U-1はC含有量が低かったため、引張強度が1200MPa未満であった。例V-1はC含有量が高かったため、耐LME性が低下した。例W-1はSi含有量が高かったため、引張強度の増加とともに穴広げ性が低下し、さらに耐LME性が低下した。例X-1はMn含有量が低かったため、引張強度が1200MPa未満であった。例Y-1はMn含有量が高かったため、引張強度の増加とともに穴広げ性が低下し、さらに耐LME性が低下した。例Z-1はP含有量が高かったため、鋼板が脆化してしまい、耐LMEが低下した。例AA-1はS含有量が高かったため、耐LMEが低下した。例AB-1はAl含有量が高かったため、フェライト変態等が過度に促進されて十分な引張強度が得られなかった。例AC-1はN含有量が高かったため、鋼板表層におけるブロック径を板厚方向に傾斜制御できず、耐LME性が低下した。一方で、例AD-1～A

U-1は、引張強度及び耐LME性は良好であったものの、それぞれNi、Cr、O、Ti、B、V、Cu、W、Ta、Sn、Sb、As、Mg、Ca、Y、Zr、La及びCe含有量が高かったために、十分な穴広げ性を達成することができなかった。これらの例は、「高強度でかつ溶接性に優れる鋼板を提供する」という本発明の課題を解決するものであるが、上記元素の含有量が本発明の範囲外であることから参考例としている。

【0098】

これとは対照的に、例A-1～T-1では、鋼板の化学組成及び組織を適切に制御することにより、高強度でかつ優れた耐LME性を有するとともに、全伸び及び穴広げ性も改善された鋼板を得ることができた。

【0099】

(例2)

さらに、製造条件の影響を調べるために、表2において優れた特性が認められた鋼種A～Tを対象として、表3に記載する製造条件の加工熱処理を与えて、板厚1.4mmの冷延鋼板を作製し、冷延焼鈍後の鋼板の特性を評価した。ここで、めっきを施した鋼板は熔融亜鉛めっき浴中に鋼板を浸漬した後に表3に示す温度で保持しており、保持温度が450～470℃未満では熔融亜鉛めっき鋼板であり、保持温度が470℃以上では鋼板の表面に鉄と亜鉛の合金めっき層を与えた合金化熔融亜鉛めっき鋼板である。また、冷延板焼鈍においてそれぞれの滞留温度で保持した後の鋼板を室温まで冷却するまでの間に、一旦150℃まで冷却した鋼板を再加熱して2秒以上保持する焼戻し処理を与えた。得られた結果を表3に示す。なお、特性の評価方法は例1の場合と同様である。

【0100】

10

20

30

40

50

【表 3 - 1】

仕上げ 圧延完了 温度(℃)		巻取温度 (℃)	鋼板表面 除去量 (μm)	冷間圧延前の 内部酸化層厚さ (μm)	冷間 圧下率 (%)	冷間圧延		冷延板焼鈍						めっき	めっき浴 浸漬後 保持温度 (℃)	スキヤス 圧下率 (%)
No.						潤滑油の 摩擦係数	圧延荷重 ton/m	740～900℃		750℃から550℃ までの平均冷却 速度(℃/秒)	冷却停止 温度(℃)	滯留温度 (℃)	滯留時間 (秒)	焼戻し (℃)		
								露点	保持時間							
A-2	818	572	1.13	9.74	59	0.09	982	-13	291	81	416	530	514	241	なし	0.3
B-2	791	522	0.39	5.30	33	0.06	857	-10	84	49	417	540	253	383	なし	0.9
C-2	677	677	2.19	3.56	24	0.03	822	10	162	84	359	355	324	273	あり	0.9
D-2	935	645	2.00	3.44	78	0.02	1334	-3	184	61	339	390	453	308	あり	0.4
E-2	724	677	0.11	1.21	41	0.03	910	11	37	38	161	397	206	277	なし	0.2
F-2	796	483	4.58	0.79	85	0.07	1251	-6	224	70	246	501	258	237	なし	0.3
G-2	872	531	4.70	5.97	44	0.02	892	9	286	38	266	373	488	170	なし	0.9
H-2	780	651	0.55	2.25	74	0.09	1227	-24	119	46	82	479	65	172	あり	0.2
I-2	857	627	2.53	7.78	50	0.01	968	-19	157	94	121	389	128	293	あり	0.3
J-2	739	512	3.57	5.26	78	0.03	1172	-15	261	44	153	420	380	313	あり	0.5
K-2	842	516	1.72	3.31	56	0.01	1092	0	58	57	296	464	480	262	あり	0.9
L-2	727	638	2.62	4.48	63	0.08	1135	-11	106	57	307	414	342	333	なし	0.8
M-2	924	556	0.92	2.74	41	0.05	963	13	79	75	375	529	583	356	なし	0.8
N-2	749	659	4.54	8.32	62	0.09	1000	-28	243	45	475	430	29	197	あり	0.5
O-2	704	612	1.20	8.02	50	0.01	922	15	117	91	291	548	301	226	なし	0.3
P-2	927	621	2.59	9.43	95	0.07	1470	-9	174	12	466	504	42	182	なし	0.5
Q-2	881	487	3.40	0.58	76	0.03	1199	13	133	42	106	370	435	361	なし	0.9
R-2	804	655	2.69	4.11	58	0.03	1021	19	135	93	259	518	311	158	あり	0.3
S-2	703	561	3.06	4.60	74	0.06	1278	8	184	92	296	413	441	382	なし	0.5
T-2	733	633	3.94	5.16	87	0.05	1325	-18	215	78	505	461	214	211	あり	0.9

下欄は本発明の範囲外であることを示す。

下線は本発明の範囲外であることを示す。

【 0 1 0 1 】

【表 3 - 2】

No.	仕上げ 圧延完了 温度(℃)	巻取温度 (℃)	鋼板表層 除去量 (μm)	冷間圧延前の 内部酸化層厚さ (μm)	冷間 圧下率 (%)	冷間圧延		冷延板焼鈍						めっき	めっき浴 浸漬後 保持温度 (℃)	スキャム 圧下率	
						潤滑油の 摩擦係数	圧延荷重 ton/m	740～900℃		750℃から550℃ までの平均冷却 速度(℃/秒)	冷却停止 温度(℃)	滞留温度 (℃)	滞留時間 (秒)				焼戻し 温度(℃)
								露点	保持時間								
A-3	874	601	0.46	9.52	36	0.06	847	-15	101	9	106	471	356	336	あり	536	0.6
B-3	906	582	3.16	7.01	32	0.07	848	2	149	62	210	406	146	297	あり	506	0.7
C-3	843	536	1.10	7.68	47	0.03	957	4	201	71	172	383	245	266	なし	—	0.6
D-3	787	584	1.93	3.38	70	0.01	1255	-1	321	68	52	475	362	383	あり	501	0.6
E-3	876	535	3.13	4.83	48	0.07	984	-1	148	68	504	508	378	225	あり	544	0.6
F-3	766	672	4.33	5.42	71	0.06	1107	2	51	36	172	444	533	178	なし	—	0.4
G-3	697	545	3.14	4.89	93	0.09	1378	1	284	49	320	392	437	344	あり	517	0.3
H-3	746	596	1.48	7.73	37	0.02	848	-6	285	50	240	450	92	276	あり	506	0.2
I-3	666	717	1.56	11.12	83	0.09	1306	-17	81	39	384	509	193	239	なし	—	0.7
J-3	890	603	0.79	6.61	27	0.07	865	10	217	61	366	533	290	253	なし	—	0.4
K-3	795	506	0.76	6.38	55	0.09	1083	18	62	48	521	435	556	178	なし	—	0.4
L-3	826	686	5.46	6.67	87	0.02	1375	-3	241	22	438	366	145	202	あり	462	0.4
M-3	690	617	3.61	4.75	85	0.07	1404	14	339	86	226	434	405	333	あり	509	0.2
N-3	824	592	0.10	1.16	71	0.01	1090	16	117	50	73	448	67	344	あり	521	0.8
O-3	921	634	3.92	5.19	49	0.09	903	-10	253	36	433	490	224	301	あり	475	0.7
P-3	675	557	4.30	5.51	79	0.09	1315	6	65	53	172	434	128	367	なし	—	0.2
Q-3	682	534	1.74	2.83	38	0.03	811	-6	272	52	464	415	552	248	なし	—	0.8
R-3	895	746	2.34	14.49	65	0.02	1095	7	214	81	65	477	521	203	なし	—	0.8
S-3	861	565	4.19	9.24	64	0.03	1174	-14	150	51	189	361	161	376	あり	496	0.7
T-3	764	596	1.48	4.74	68	0.02	1136	7	97	74	39	491	118	324	なし	—	0.6

</

下線は本発明の範囲外であることを示す。

【 0 1 0 2 】

10

20

30

40

50

【表 3 - 3】

No.	仕上げ 圧延完了 温度(℃)	巻取温度 (℃)	銅板表面 除去量 (μm)	冷間圧延前の 内部酸化層厚さ (μm)	冷間 圧下率 (%)	冷間圧延		冷延焼鈍						めっき	めっき浴 戻還後 保持温度 (℃)	スチラス 圧下率 (%)	
						潤滑油の 摩擦係数	圧延荷重 ton/m	740～900℃		750℃から550℃ までの平均冷却 速度(℃/秒)	冷却停止 温度(℃)	滞留温度 (℃)	滞留時間 (秒)				焼戻し (℃)
								露点	保持時間								
A-4	923	592	0.00	5.59	74	0.04	1136	-4	287	43	397	447	180	340	—	0.5	
B-4	694	605	0.11	7.81	38	0.02	810	25	73	59	468	397	225	363	538	0.6	
C-4	901	678	0.11	9.54	65	0.05	1130	-5	239	70	316	541	444	310	509	0.4	
D-4	788	509	4.15	8.17	47	0.02	1024	17	183	36	460	497	383	166	498	0.4	
E-4	829	624	1.43	9.26	48	0.01	967	3	206	35	243	459	352	352	—	0.9	
F-4	885	833	2.19	9.25	52	0.06	917	12	92	44	359	527	127	259	467	0.5	
G-4	814	654	3.90	6.73	53	0.02	977	4	268	75	217	403	283	281	548	0.8	
H-4	788	629	6.54	9.14	33	0.10	808	12	185	58	528	487	511	215	474	0.4	
I-4	843	587	2.36	4.19	58	0.09	1048	-16	132	65	56	511	174	307	—	0.9	
J-4	899	568	4.62	5.89	42	0.09	815	-2	236	48	348	400	253	224	—	0.7	
K-4	742	575	0.00	5.90	46	0.04	995	17	149	96	178	438	164	227	—	0.7	
L-4	908	641	0.98	2.29	72	0.08	1225	14	240	37	414	375	380	207	520	0.5	
M-4	930	543	4.69	5.96	59	0.09	1147	-12	253	76	309	457	448	366	456	0.8	
N-4	934	630	3.57	8.99	84	0.05	1221	6	203	40	368	378	303	247	—	0.6	
O-4	742	593	0.98	8.67	60	0.02	1018	29	70	96	185	422	538	383	—	0.3	
P-4	722	668	4.47	8.58	54	0.07	1066	5	90	62	499	480	280	278	464	0.8	
Q-4	676	551	2.09	6.25	88	0.01	1313	9	159	46	521	389	501	194	498	0.2	
R-4	714	662	2.04	5.87	40	0.03	842	-1	109	77	149	419	409	180	—	0.6	
S-4	880	557	3.18	7.11	33	0.09	866	14	124	51	67	472	341	185	513	0.1	
T-4	801	516	3.54	5.34	43	0.02	887	1	31	53	138	533	59	274	490	1.0	
A-5	932	574	0.01	5.42	54	0.03	966	2	151	52	199	417	244	308	—	0.3	
K-5	764	548	0.01	5.69	51	0.03	1027	-1	213	47	223	392	119	161	—	0.2	

下線は本発明の範囲外であることを示す。

下線は本発明の範囲外であることを示す。

【 0 1 0 3 】

表3-3

【表 3 - 4】

表3-4

No.	フェライト、ハート 及びベイナイトの 合計(%)	残留 オーステナイト (%)	A 焼戻し マルテンサイト (%)	B マルテンサイト (%)	A+B	第1深さ領域 プロック径 (μm)	第2深さ領域 プロック径 (μm)	第3深さ領域 プロック径 (μm)	TS (MPa)	t-EI (%)	入 (%)	耐LME性	備考
A-2	8.6	0.5	0.5	90.4	90.9	0.5	18.5	3.3	1567	8.3	36.9	C	実施例
B-2	9.5	0.1	0.2	90.2	90.4	0.6	13.7	4.3	1661	8.3	32.5	C	実施例
C-2	8.4	0.2	0.9	90.5	91.4	6.8	12.7	2.6	1853	7.4	25.8	NG	比較例
D-2	5.4	0.7	0.3	93.6	93.9	2.6	16.1	5.3	2159	7.4	23.2	A	実施例
E-2	6.6	0.5	6.1	86.8	92.9	3.9	5.4	1.7	1944	7.9	22.6	NG	比較例
F-2	5.4	0.1	6.9	87.7	94.5	13.1	12.1	3.3	1624	8.4	37.5	NG	比較例
G-2	4.1	0.2	22.3	73.4	95.7	2.3	18	0.5	1755	7.9	32.4	B	実施例
H-2	9.5	0.2	0.6	89.7	90.3	4	3.6	3.6	1846	8.3	25.6	NG	比較例
I-2	1.8	0.2	1.7	96.3	98.0	3.7	13.8	1.7	1923	7.3	25.1	B	実施例
J-2	9.6	0.1	0.9	89.5	90.3	2	13.2	1.4	1548	8.9	36.7	B	実施例
K-2	7.7	1.5	1.0	89.8	90.8	2.7	17.3	1.1	2037	7.6	28.5	B	実施例
L-2	9.2	1.1	0.8	88.9	89.7	2.1	7.8	3	1916	8.2	23.0	B	実施例
M-2	5.7	0.4	0.5	93.4	93.9	3.4	10.4	5.7	2149	7	23.6	B	実施例
N-2	8.9	0.0	0.2	90.9	91.1	1.3	4.7	1.7	1542	9.9	37.6	NG	比較例
O-2	8.1	0.3	53.3	38.3	91.6	3.7	7.8	4.2	1603	9.1	35.9	B	実施例
P-2	8.0	1.3	0.6	90.1	90.7	12.3	12.5	11.8	1995	7.1	20.2	NG	比較例
Q-2	9.3	0.1	0.6	90.0	90.6	11.1	9.8	4.2	1889	8.5	31.6	NG	比較例
R-2	4.6	0.1	13.6	81.6	95.3	0.9	18.5	3.1	1776	8.4	31.1	B	実施例
S-2	5.1	0.2	36.9	57.8	94.7	3.3	18.8	0.9	2005	7.3	20.2	B	実施例
T-2	0.7	0.3	0.6	98.4	99.0	1.1	7.3	2.2	1876	7.6	28.0	B	実施例

下線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 3 - 5】

表3-5

No.	フライト、バーライト 及びハイライトの 合計(%)	残留 オーステナイト (%)	A 焼戻し マルテンサイト (%)	B マルテンサイト (%)	A+B	第1深さ領域 フロク径 (μm)	第2深さ領域 フロク径 (μm)	第3深さ領域 フロク径 (μm)	TS (MPa)	t-EI (%)	λ (%)	耐LME性	備考
A-3	8.6	0.4	1.8	89.2	91.0	0.5	18.5	3.3	1566	8.3	37.0	B	実施例
B-3	7.4	0.1	5.3	87.1	92.5	0.6	13.7	4.3	1682	8.2	33.3	C	実施例
C-3	5.2	0.2	3.6	91.0	94.6	1.8	12.7	0.6	1898	7.3	25.1	B	実施例
D-3	9.9	0.8	1.4	87.8	89.3	2.6	26.4	5.3	1173	12	50.2	NG	比較例
E-3	6.1	0.5	0.3	93.1	93.4	3.9	17	1.7	1984	7.9	21.9	C	実施例
F-3	9.8	0.1	1.5	88.7	90.1	3	12.1	0.3	1573	8.7	35.6	B	実施例
G-3	6.8	0.2	69.1	23.9	93.0	15.2	14.8	15.1	1626	8.4	36.1	NG	比較例
H-3	8.8	0.2	12.5	78.5	91.0	4	6.2	3.6	1839	8.3	26.2	B	実施例
I-3	7.2	0.3	0.3	92.2	92.5	3.7	13.8	1.7	1841	7.6	16.8	C	実施例
J-3	7.3	0.1	75.6	17.1	92.6	6.9	13.2	1.4	1495	9.1	41.2	NG	比較例
K-3	7.7	1.5	1.0	89.8	90.8	2.7	17.3	1.1	2037	7.6	28.5	C	実施例
L-3	1.0	0.8	0.9	97.3	98.2	13.1	12.8	11.7	2045	7.8	28.6	NG	比較例
M-3	7.1	0.4	16.8	75.6	92.5	3.4	20.8	5.7	1164	11.3	27.4	NG	比較例
N-3	9.4	0.0	0.1	90.5	90.6	1.3	12.7	1.7	1537	9.9	37.3	B	実施例
O-3	8.6	0.3	0.7	90.4	91.1	3.7	7.8	4.2	1643	8.9	33.9	C	実施例
P-3	0.3	1.0	15.9	82.7	98.7	1.8	11.4	2.3	2079	6.8	26.8	C	実施例
Q-3	7.6	0.1	0.2	92.1	92.3	3.1	9.8	4.2	1714	8.4	31.8	B	実施例
R-3	5.2	0.1	0.3	94.4	94.7	0.9	18.5	3.1	1782	8.4	14.7	C	実施例
S-3	8.5	0.2	5.0	86.2	91.3	3.3	18.8	0.9	2014	7.3	24.9	B	実施例
T-3	0.7	0.3	0.4	98.6	99.0	1.1	7.3	2.2	1876	7.6	28.0	B	実施例

下線は本発明の範囲外であることを示す。

【0105】

10

20

30

40

50

【表 3 - 6】

表3-6

No.	フライト、バーク 及びパイットの 合計(%)	残留 オーステナイト (%)	A 焼鈍し マルテンサイト (%)	B マルテンサイト (%)	A+B	第1深さ領域 ブロック径 (μm)	第2深さ領域 ブロック径 (μm)	第3深さ領域 ブロック径 (μm)	TS (MPa)	t-EI (%)	λ (%)	耐LME性	備考
A-4	1.9	0.4	0.8	96.9	97.7	0.5	18.5	3.3	1647	8	16.9	B	実施例
B-4	9.5	0.1	0.4	90.0	90.4	0.6	23.7	4.3	1161	11	51.3	NG	比較例
C-4	5.3	0.2	56.9	37.6	94.5	1.8	12.7	0.6	1755	7.7	31.6	B	実施例
D-4	9.2	0.8	0.6	89.4	90.0	2.6	16.1	5.3	2088	7.6	26.5	B	実施例
E-4	6.8	0.5	27.6	65.1	92.7	3.9	17	1.7	1899	8.1	24.5	B	実施例
F-4	8.3	0.1	72.6	19.0	91.6	3	12.1	0.3	1513	8.9	39.3	B	実施例
G-4	6.4	0.2	9.3	84.1	93.4	2.3	18	0.5	1747	8	31.2	B	実施例
H-4	9.7	0.2	0.8	89.3	90.1	7.1	6.2	3.6	1842	8.3	25.6	NG	比較例
I-4	9.3	0.3	0.6	89.8	90.4	3.7	13.8	1.7	1807	7.7	27.2	C	実施例
J-4	8.4	0.1	51.3	40.2	91.5	2	13.2	1.4	1508	9	39.4	C	実施例
K-4	9.4	1.7	25.2	63.7	88.9	2.7	17.3	1.1	1942	7.9	16.2	B	実施例
L-4	0.6	0.8	1.0	97.6	98.6	2.1	7.8	3	2051	7.7	23.8	B	実施例
M-4	6.8	0.4	72.1	20.7	92.8	3.4	10.4	5.7	1875	7.8	25.5	C	実施例
N-4	9.9	0.0	41.9	48.1	90.1	1.3	12.7	1.7	1518	10	37.5	B	実施例
O-4	1.3	0.2	5.6	92.9	98.5	3.7	21.9	4.2	1140	12	67.7	NG	比較例
P-4	1.4	1.1	0.1	97.4	97.5	1.8	11.4	2.3	2111	6.8	22.5	B	実施例
Q-4	9.7	0.1	0.6	89.6	90.2	3.1	9.8	4.2	1684	8.5	31.5	A	実施例
R-4	5.5	0.1	1.5	92.8	94.4	0.9	18.5	3.1	1776	8.4	30.5	B	実施例
S-4	8.5	0.2	0.5	90.8	91.3	3.3	18.8	0.9	2024	7.3	24.0	C	実施例
T-4	1.0	0.3	2.8	96.0	98.7	1.1	4.1	2.2	1868	7.6	28.4	NG	比較例
A-5	1.6	0.8	19.8	77.8	97.6	3.2	12.5	3.8	1528	9.8	25.8	B	実施例
K-5	8.8	2.8	21.6	66.8	88.4	2.9	18.4	2.7	1961	7.7	21.6	B	実施例

下線は本発明の範囲外であることを示す。

【0106】

表3を参照すると、例C-2及びJ-3は冷間圧延における圧下率が低かったため、酸化物の破碎効果が得られず、第1の深さ領域におけるブロック径を十分に低減することができなかった。その結果として耐LME性が低下した。例E-2及びT-4は冷延板焼鈍における740～900℃の温度域での保持時間が短かったため、第2の深さ領域におけるブロック径を所望の範囲に制御することができなかった。その結果として耐LME性が低下した。例F-2及びQ-2は巻き取り温度が低かったため、冷延板焼鈍後に鋼板表層のブロック径を傾斜制御することができず、耐LME性が低下した。これは、熱延鋼板の表層において板厚方向に十分な酸化物を生成させることができず、続く酸洗及び冷延工程において鋼板表層で酸化物の破碎と微細分散化を促すことができなかったことに起因するものと考えられる。例H-2及びN-2は冷延板焼鈍における740～900℃の温度域での露点が低かったため、第2の深さ領域におけるブロック径を所望の範囲に制御するこ

とができなかった。その結果として耐LME性が低下した。

【0107】

例P-2及びG-3は冷間圧延における圧下率が高かったために、冷延板焼鈍後の鋼板表層において所望の粒径分布が得られず、耐LME性が低下した。これは熱延鋼板表層の酸化物層の厚みが、冷延後に極めて薄くなったことに起因するものと考えられる。例D-3及びM-3は冷延板焼鈍における740～900℃の温度域での保持時間が長かったため、第2の深さ領域におけるブロック径が粗大化し、耐LME性が低下した。例L-3及びH-4は酸洗による鋼板表層の除去量が多かったため、冷延板焼鈍後の鋼板表層において所望の粒径分布が得られず、耐LME性が低下した。これは、酸洗による鋼板表層の除去量が多かったため、冷延後に鋼板表層に存在する破碎された酸化物の量が少なくなったことに起因するものと考えられる。例B-4及びO-4は冷延板焼鈍における740～900℃の温度域での露点が高かったため、第2の深さ領域におけるブロック径を所望の範囲に制御することができなかった。その結果として耐LME性が低下した。

【0108】

これとは対照的に、本発明に係る全ての実施例において、とりわけ巻き取り温度、酸洗による鋼板表層の除去量、冷間圧延における圧下率、冷延板焼鈍の所定の温度域における露点及び保持時間を適切に制御することにより、高強度でかつ優れた耐LME性を得ることができた。例えば、例A-4及びK-4は酸洗による鋼板表層の除去量がゼロであったため、穴広げ値 λ が20.0%未満であったものの、酸洗による鋼板表層の除去量が0.01 μm であるA-5及びK-5では、穴広げ値 λ が20%以上となり、よって穴広げ性が大きく改善された。また、実施例の中でも、冷間圧延時の潤滑油の摩擦係数をより低く制御し、及び／又は圧延荷重をより高く制御することで、耐LME性がより改善される傾向が見られた。例えば、摩擦係数が0.08以下でかつ圧延荷重が1000ton/m以上の場合には、耐LME性の評価を確実にB判定以上とすることができ、さらに摩擦係数が0.02以下でかつ圧延荷重が1300ton/m以上の場合に耐LME性の評価をA判定とすることができた。

10

20

30

40

50

フロントページの続き

日本製鉄株式会社内
(72)発明者 中野 克哉
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 鈴木 裕也
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 塚本 絵里子
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 川村 裕二
(56)参考文献 国際公開第2017/064817 (WO, A1)
特開2016-172926 (JP, A)
特開2009-287102 (JP, A)
特開2015-034334 (JP, A)
(58)調査した分野 (Int.Cl., DB名)
C22C 38/00-38/60
C21D 1/00-11/00