

(19)日本国特許庁(JP)

(12)特許公報(B1)

(11)特許番号
特許第7001205号
(P7001205)

(45)発行日 令和4年2月3日(2022.2.3)

(24)登録日 令和3年12月28日(2021.12.28)

(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 S
C 2 2 C	38/04	(2006.01)	C 2 2 C	38/00	3 0 1 T
C 2 2 C	38/60	(2006.01)	C 2 2 C	38/00	3 0 1 Z
C 2 1 D	9/46	(2006.01)	C 2 2 C	38/04	
C 2 2 C	18/00	(2006.01)	C 2 2 C	38/60	

請求項の数 14 (全32頁) 最終頁に続く

(21)出願番号 特願2021-535766(P2021-535766)
 (86)(22)出願日 令和3年3月25日(2021.3.25)
 (86)国際出願番号 PCT/JP2021/012659
 審査請求日 令和3年6月28日(2021.6.28)
 (31)優先権主張番号 特願2020-62955(P2020-62955)
 (32)優先日 令和2年3月31日(2020.3.31)
 (33)優先権主張国・地域又は機関
 日本国(JP)
 (31)優先権主張番号 特願2020-122181(P2020-122181)
 (32)優先日 令和2年7月16日(2020.7.16)
 (33)優先権主張国・地域又は機関
 日本国(JP)
 早期審査対象出願

(73)特許権者 000001258
 J F E スチール株式会社
 東京都千代田区内幸町二丁目 2 番 3 号
 (74)代理人 100184859
 弁理士 磯村 哲朗
 (74)代理人 100123386
 弁理士 熊坂 晃
 (74)代理人 100196667
 弁理士 坂井 哲也
 (74)代理人 100130834
 弁理士 森 和弘
 (72)発明者 楊 靈玲
 東京都千代田区内幸町二丁目 2 番 3 号
 J F E スチール株式会社内
 (72)発明者 川崎 由康

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 鋼板及び部材

(57)【特許請求の範囲】

【請求項 1】

質量%で、

S i : 0 . 3 % 以上 2 . 0 % 以下、

M n : 1 . 0 % 以上 2 . 7 0 % 未満、

C : 0 . 1 2 % 以上 0 . 4 0 % 以下、

P : 0 . 0 5 % 以下、

S : 0 . 0 2 % 以下、

A l : 0 . 0 1 % 以上 2 . 0 % 以下、

N : 0 . 0 1 % 以下、を含有し、

残部が F e 及び不可避免的不純物からなる成分組成と、

ベイニティックフェライトの面積率が 1 0 ~ 3 5 %、フレッシュマルテンサイトの面積率が 2 ~ 1 5 %、残留オーステナイトの面積率が 5 ~ 2 0 %、フェライトの面積率が 4 5 ~ 7 0 % である鋼組織と、を有し、

前記フレッシュマルテンサイト及び前記残留オーステナイトの面積率の合計のうち、フェライトと隣接する前記フレッシュマルテンサイト及び前記残留オーステナイトの割合が合計で 9 0 % 以下であり、

鋼板表面から板厚方向に 4 . 9 μ m 以内の領域における S i 及び / 又は M n の酸化物を含む結晶粒の平均粒径が 3 ~ 1 0 μ m であり、

鋼板表面から板厚方向に 4 . 9 μ m 以内の領域における最小の S i 濃度 L S i 及び最小の

Mn濃度 L_{Mn} と、鋼板の板厚 1 / 4 位置における Si 濃度 T_{Si} 及び Mn 濃度 T_{Mn} とが、下記式 (1) を満たし、

引張強さ (TS) が 780 MPa 以上 1180 MPa 未満である鋼板。

$$L_{Si} + L_{Mn} \quad (T_{Si} + T_{Mn}) / 4 \cdots (1)$$

【請求項 2】

前記成分組成が、さらに、質量%で、Nb : 0.50% 以下、Cr : 1.0% 以下、Mo : 0.50% 以下、B : 0.005% 以下、及び Ti : 0.05% 以下のうち少なくとも 1 種を含有する請求項 1 に記載の鋼板。

【請求項 3】

前記成分組成が、さらに、質量%で、Cu、Ni、Sn、As、Sb、Ca、Mg、Pb、Co、Ta、W、REM、Zn、V、Sr、Cs、Hf、Zr のうち少なくとも 1 種を合計で 0.1% 以下含有する請求項 1 又は 2 に記載の鋼板。

10

【請求項 4】

鋼板表面から板厚 1 / 4 位置における硬度に対して 65% 以下の硬度の領域のことを軟質層としたとき、

鋼板表面から板厚方向に厚さ 1.0 μ m 以上 50.0 μ m 以下の前記軟質層を有する請求項 1 ~ 3 のいずれか一項に記載の鋼板。

【請求項 5】

鋼板表面に溶融亜鉛めっき層又は合金化溶融亜鉛めっき層を有する請求項 1 ~ 4 のいずれか一項に記載の鋼板。

20

【請求項 6】

前記成分組成の炭素当量 C_{eq} が 0.458% 以上 0.659% 未満である請求項 1 ~ 5 のいずれか一項に記載の鋼板。

【請求項 7】

請求項 1 ~ 6 のいずれか一項に記載の鋼板に対して、成形加工及び溶接の少なくとも一方を施してなる部材。

【請求項 8】

質量%で、

Si : 0.3% 以上 2.0% 以下、

Mn : 1.0% 以上 2.70% 未満、

C : 0.12% 以上 0.40% 以下、

P : 0.05% 以下、

S : 0.02% 以下、

Al : 0.01% 以上 2.0% 以下、

N : 0.01% 以下、を含有し、

30

残部が Fe 及び不可避免的不純物からなる成分組成と、

ベイニティックフェライトの面積率が 10 ~ 35%、フレッシュマルテンサイトの面積率が 2 ~ 15%、残留オーステナイトの面積率が 5 ~ 20%、フェライトの面積率が 45 ~ 70% である鋼組織と、を有し、

前記フレッシュマルテンサイト及び前記残留オーステナイトの面積率の合計のうち、フェライトと隣接する前記フレッシュマルテンサイト及び前記残留オーステナイトの割合が合計で 90% 以下であり、

40

鋼板表面から板厚方向に 15.0 μ m 以内の領域における Si 及び / 又は Mn の酸化物を含む結晶粒の平均粒径が 3 ~ 10 μ m であり、

鋼板表面から板厚方向に 15.0 μ m 以内の領域における最小の Si 濃度 L_{Si} 及び最小の Mn 濃度 L_{Mn} と、鋼板の板厚 1 / 4 位置における Si 濃度 T_{Si} 及び Mn 濃度 T_{Mn} とが、下記式 (1) を満たし、

引張強さ (TS) が 780 MPa 以上 1180 MPa 未満である鋼板。

$$L_{Si} + L_{Mn} \quad (T_{Si} + T_{Mn}) / 4 \cdots (1)$$

【請求項 9】

50

前記成分組成が、さらに、質量%で、Nb：0.50%以下、Cr：1.0%以下、Mo：0.50%以下、B：0.005%以下、及びTi：0.05%以下のうち少なくとも1種を含有する請求項8に記載の鋼板。

【請求項10】

前記成分組成が、さらに、質量%で、Cu、Ni、Sn、As、Sb、Ca、Mg、Pb、Co、Ta、W、REM、Zn、V、Sr、Cs、Hf、Zrのうち少なくとも1種を合計で0.1%以下含有する請求項8又は9に記載の鋼板。

【請求項11】

鋼板表面から板厚1/4位置における硬度に対して65%以下の硬度の領域のことを軟質層としたとき、

鋼板表面から板厚方向に厚さ1.0μm以上50.0μm以下の前記軟質層を有する請求項8～10のいずれか一項に記載の鋼板。

【請求項12】

鋼板表面に溶融亜鉛めっき層又は合金化溶融亜鉛めっき層を有する請求項8～11のいずれか一項に記載の鋼板。

【請求項13】

前記成分組成の炭素当量Ceqが0.458%以上0.659%未満である請求項8～12のいずれか一項に記載の鋼板。

【請求項14】

請求項8～13のいずれか一項に記載の鋼板に対して、成形加工及び溶接の少なくとも一方を施してなる部材。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、鋼板、部材及びそれらの製造方法に関する。より詳細には、引張強さ(TS)が780MPa以上1180MPa未満であり、優れた耐LME特性及び溶接部疲労特性を有する鋼板、部材及びそれらの製造方法に関する。

【背景技術】

【0002】

近年、例えば自動車業界において、地球環境の保全という観点から、炭酸ガスCO₂排出量を削減すべく、自動車の燃費を改善することが常に重要な課題となってきた。自動車の燃費向上には、自動車車体の軽量化を図ることが有効であるが、自動車車体の強度を維持しつつ車体の軽量化を図る必要がある。自動車部品用素材となる鋼板を高強度化し、構造を簡略化して部品点数を削減することができれば、軽量化が達成できる。

【0003】

しかしながら、引張強さ(以下、単にTSともいう。)が780MPa以上の高強度鋼板では、通常、高強度化のために必要な合金元素を多く含有するため、特に抵抗スポット溶接では、ナゲットと呼ばれる溶融凝固部周辺の熱影響部の靱性が不足しており、溶接部疲労強度が低下する。溶接部疲労強度の低下を抑えることができれば、自動車全体の衝突強度を十分に維持することができる。現在までに様々な技術が提案されているが、この溶接部疲労強度を直接目的としたものではない。

【0004】

特許文献1には加工性及び耐溶融金属脆化割れ性に優れた合金化溶融亜鉛めっき高張力鋼板が開示されている。また、特許文献2には疲労耐久性に優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板及びその製造方法が開示されている。

【0005】

また、最近になって、自動車の車体や部品を組立てる際に、高強度溶融亜鉛めっき鋼板及び高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板にスポット溶接を施したり、高強度冷延鋼板と亜鉛めっき鋼板とをスポット溶接したりすると、溶接部で溶融金属脆化割れ(LMEC: Liquid Metal Embrittlement Cracking、以下LME割れと

10

20

30

40

50

もいう。)が発生することが確認されている。LME割れは、スポット溶接時に亜鉛めっき層の亜鉛が溶融し、溶接部の鋼組織の結晶粒界に溶融亜鉛が侵入し、溶接電極を開放するときに生じる応力が作用することで発生する割れである。亜鉛めっきを施していない高強度冷延鋼板であっても、亜鉛めっき鋼板とスポット溶接するとき、亜鉛めっき鋼板で溶融した亜鉛が高強度冷延鋼板に接することによりLME割れが発生することがある。引張強さが780MPa以上の高強度鋼板ではC、Si、Mn含有量が高いため、LME割れの発生リスクが懸念されている。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0006】

【文献】特開2006-265671号公報

特許第4943558号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0007】

特許文献1に記載された高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板では、Ti、Nb、V、Mo、Zr系の析出物又は複合析出物の分散によりオーステナイト相を微細化することにより、耐溶融金属脆化割れ性を向上させる技術が記載されている。しかしながら、この技術では、Ti、Nb、V、Mo、Zr系の析出物又は複合析出物が多くなると、プレス加工時割れの起点となり、実用上に課題が残る。

【0008】

また、特許文献2には、Si、Mnを含む酸化物がめっきと地鉄の界面からの深さd及び軟質層の深さDが、 $d/4 \leq D \leq 2d$ を満足することにより、疲労耐久性を向上させる技術が記載されている。しかしながら、この技術は高速衝突時に、溶接部を変形させた後の、溶接部の疲労強度低下を抑制することは難しい。

【0009】

上述のように、従来技術では、いずれも溶接部を変形する時に溶接部の疲労強度に課題があり、実用上補強部材を用いて回避するため、軽量化効果は極めて限定的である。

【0010】

また、引用文献1及び2には、引張強さ(TS)が780MPa以上1180MPa未満の高強度で、優れた耐LME特性及び溶接部疲労特性を総合的に満足する鋼板はない。

【0011】

本発明は、上記した従来技術が抱える問題を解決するものであり、引張強さ(TS)が780MPa以上1180MPa未満であり、優れた耐LME特性及び溶接部疲労特性を有する鋼板、部材及びそれらの製造方法を提供することを目的とする。

【0012】

なお、本発明でいう引張強さは、圧延方向と90°の方向を長手方向(引張方向)とするJIS Z 2201に記載の5号試験片を用い、JIS Z 2241に準拠した引張試験を5回行い、平均した引張強さを指す。

【0013】

また、優れた耐LME特性とは、以下の抵抗溶接割れ試験により、0.1mm以上の亀裂がみとめられないことを指す。

(1) 得られた鋼板の圧延方向と直角方向を長手として30mm×100mmに切断した試験片を1枚と、もう1枚は980MPa級の溶融亜鉛めっき鋼板を用いて、これらに抵抗溶接(スポット溶接)を実施し、部材を作製する。

(2) 溶接機には2枚の鋼板を重ねた板組みについて、溶接ガンに取り付けられたサーボモータ加圧式で単相交流(50Hz)の抵抗溶接機を用いて板組みを5°傾けた状態で抵抗スポット溶接を実施する。溶接条件は加圧力を3.8kN、ホールド時間を0.2秒とし、溶接電流を5.7~6.2kA、通電時間を21サイクル、ホールド時間を5サイクルとする。

10

20

30

40

50

(3) 溶接後の部材から試験片を半切して、断面を光学顕微鏡で観察し、0.1mm以上の亀裂の有無を確認する。

【0014】

また、優れた溶接部疲労特性とは、以下の条件でJIS Z 3137に基づき十字引張試験を行い、荷重範囲が5000N以上であることを指す。

(1) 電極：DR6mm-40R、加圧力：4802N(490kgf)、通電時間：17cyclesでスポット溶接を行い、ナゲット径を6.5mmになるように電流値を調整し、十字引張試験片を作製する。

(2) その後JIS Z 3137に基づき十字引張試験を行う。引張速度を100mm/minとする。

(3) 荷重範囲が5000N以上であるか否かを判定する。

【課題を解決するための手段】

【0015】

本発明者らは、上記課題を達成するために、鋭意検討を重ねた。

【0016】

そして、本発明者らは、鋼板を、所定の成分組成と、所定の鋼組織とを有し、鋼板表面から板厚方向に4.9μm以内の領域におけるSi及び/又はMnの酸化物を含む結晶粒の平均粒径が3~10μmであり、鋼板表面から板厚方向に4.9μm以内の領域における最小のSi濃度 L_{Si} 及び最小のMn濃度 L_{Mn} と、鋼板の板厚1/4位置におけるSi濃度 T_{Si} 及びMn濃度 T_{Mn} とが、所定の関係式を満たすように調整した。これらにより、引張強さ(TS)が780MPa以上1180MPa未満であり、優れた耐LME特性及び溶接部疲労特性を有する鋼板を得られることを見出し、本発明に至った。

【0017】

本発明は、上記知見に基づいてなされたものである。すなわち、本発明の要旨構成は以下のとおりである。

[1] 質量%で、Si：0.3%以上2.0%以下、Mn：1.0%以上2.70%未満を含有する成分組成と、

ベイニティックフェライトの面積率が10~35%、フレッシュマルテンサイトの面積率が2~15%、残留オーステナイトの面積率が5~20%、フェライトの面積率が45~70%である鋼組織と、を有し、

前記フレッシュマルテンサイト及び前記残留オーステナイトの面積率の合計のうち、フェライトと隣接する前記フレッシュマルテンサイト及び前記残留オーステナイトの割合が合計で90%以下であり、

鋼板表面から板厚方向に4.9μm以内の領域におけるSi及び/又はMnの酸化物を含む結晶粒の平均粒径が3~10μmであり、

鋼板表面から板厚方向に4.9μm以内の領域における最小のSi濃度 L_{Si} 及び最小のMn濃度 L_{Mn} と、鋼板の板厚1/4位置におけるSi濃度 T_{Si} 及びMn濃度 T_{Mn} とが、下記式(1)を満たし、

引張強さ(TS)が780MPa以上1180MPa未満である鋼板。

$$L_{Si} + L_{Mn} \quad (T_{Si} + T_{Mn}) / 4 \cdots (1)$$

[2] 前記成分組成が、さらに、質量%で、

C：0.12%以上0.40%以下、

P：0.05%以下、

S：0.02%以下、

Al：0.01%以上2.0%以下、

N：0.01%以下、を含有し、残部がFe及び不可避免的不純物からなる[1]に記載の鋼板。

[3] 前記成分組成が、さらに、質量%で、Nb：0.50%以下、Cr：1.0%以下、Mo：0.50%以下、B：0.005%以下、及びTi：0.05%以下のうち少なくとも1種を含有する[2]に記載の鋼板。

10

20

30

40

50

[4] 前記成分組成が、さらに、質量%で、Cu、Ni、Sn、As、Sb、Ca、Mg、Pb、Co、Ta、W、REM、Zn、V、Sr、Cs、Hf、Zrのうち少なくとも1種を合計で0.1%以下含有する[2]又は[3]に記載の鋼板。

[5] 鋼板表面から板厚1/4位置における硬度に対して65%以下の硬度の領域のことを軟質層としたとき、

鋼板表面から板厚方向に厚さ1.0μm以上50.0μm以下の前記軟質層を有する[1]～[4]のいずれか一つに記載の鋼板。

[6] 鋼板表面に溶融亜鉛めっき層又は合金化溶融亜鉛めっき層を有する[1]～[5]のいずれか一つに記載の鋼板。

[7] 前記成分組成の炭素当量Ceqが0.458%以上0.659%未満である[1]～[6]のいずれか一つに記載の鋼板。

10

[8] [1]～[7]のいずれか一つに記載の鋼板に対して、成形加工及び溶接の少なくとも一方を施してなる部材。

[9] [1]～[4]のいずれか一つに記載の成分組成を有する鋼スラブに対して、最終2段の圧延における累積歪みが0.10～0.80である熱間圧延を施した後、巻取温度：470～800 で巻き取る熱延工程と、

前記熱延工程で得られた熱延鋼板に対して冷間圧延を施す冷延工程と、

前記冷延工程で得られた冷延鋼板を、露点：-50～0、かつ焼鈍温度：750～900 の条件で保持した後、150～340 の冷却停止温度まで冷却し、該焼鈍温度から冷却停止温度までの冷却時に半径100mm以上1000mm以下のロールで曲げ及び曲げ戻しを合計3回以上8回以下行う焼鈍工程と、

20

焼鈍工程後の鋼板を、350～600 の温度域まで再加熱して保持する再加熱工程を有する鋼板の製造方法。

[10] 前記再加熱工程後の鋼板に対して、溶融亜鉛めっき又は合金化溶融亜鉛めっきを施すめっき工程を有する[9]に記載の鋼板の製造方法。

[11] [1]～[4]のいずれか一つに記載の成分組成を有する鋼スラブに対して、最終2段の圧延における累積歪みが0.10～0.80である熱間圧延を施した後、巻取温度：470～800 で巻き取る熱延工程と、

前記熱延工程で得られた熱延鋼板に対して冷間圧延を施す冷延工程と、

前記冷延工程で得られた冷延鋼板を、露点：-50～0、かつ焼鈍温度：750～900 の条件で保持した後、350～500 の冷却停止温度まで冷却し、該焼鈍温度から冷却停止温度までの冷却時に半径100mm以上1000mm以下のロールで曲げ及び曲げ戻しを合計3回以上8回以下行う焼鈍工程と、

30

前記焼鈍工程後の鋼板に対して、溶融亜鉛めっき又は合金化溶融亜鉛めっきを施すめっき工程と、

前記めっき工程後の鋼板を50 以上350 以下の冷却停止温度まで冷却した後、該冷却停止温度超かつ300 以上500 以下の温度まで再加熱して保持する再加熱工程と、を有する鋼板の製造方法。

[12] 前記成分組成の炭素当量Ceqが0.458%以上0.659%未満である[9]～[11]のいずれか一つに記載の鋼板の製造方法。

40

[13] [9]～[12]のいずれか一つに記載の鋼板の製造方法によって製造された鋼板に対して、成形加工及び溶接の少なくとも一方を施す工程を有する部材の製造方法。

[14] 質量%で、Si：0.3%以上2.0%以下、Mn：1.0%以上2.70%未満を含有する成分組成と、

ベイニティックフェライトの面積率が10～35%、フレッシュマルテンサイトの面積率が2～15%、残留オーステナイトの面積率が5～20%、フェライトの面積率が45～70%である鋼組織と、を有し、

前記フレッシュマルテンサイト及び前記残留オーステナイトの面積率の合計のうち、フェライトと隣接する前記フレッシュマルテンサイト及び前記残留オーステナイトの割合が合計で90%以下であり、

50

鋼板表面から板厚方向に $15.0 \mu\text{m}$ 以内の領域における S_i 及び / 又は M_n の酸化物を含む結晶粒の平均粒径が $3 \sim 10 \mu\text{m}$ であり、

鋼板表面から板厚方向に $15.0 \mu\text{m}$ 以内の領域における最小の S_i 濃度 L_{S_i} 及び最小の M_n 濃度 L_{M_n} と、鋼板の板厚 $1/4$ 位置における S_i 濃度 T_{S_i} 及び M_n 濃度 T_{M_n} とが、下記式 (1) を満たし、

引張強さ (TS) が 780MPa 以上 1180MPa 未満である鋼板。

$$L_{S_i} + L_{M_n} (T_{S_i} + T_{M_n}) / 4 \cdots (1)$$

[15] 前記成分組成が、さらに、質量%で、

C : 0.12% 以上 0.40% 以下、

P : 0.05% 以下、

S : 0.02% 以下、

Al : 0.01% 以上 2.0% 以下、

N : 0.01% 以下、を含有し、残部が Fe 及び不可避免的不純物からなる [14] に記載の鋼板。

[16] 前記成分組成が、さらに、質量%で、Nb : 0.50% 以下、Cr : 1.0% 以下、Mo : 0.50% 以下、B : 0.005% 以下、及び Ti : 0.05% 以下のうち少なくとも1種を含有する [15] に記載の鋼板。

[17] 前記成分組成が、さらに、質量%で、Cu、Ni、Sn、As、Sb、Ca、Mg、Pb、Co、Ta、W、REM、Zn、V、Sr、Cs、Hf、Zr のうち少なくとも1種を合計で 0.1% 以下含有する [15] 又は [16] に記載の鋼板。

[18] 鋼板表面から板厚 $1/4$ 位置における硬度に対して 65% 以下の硬度の領域のことを軟質層としたとき、

鋼板表面から板厚方向に厚さ $1.0 \mu\text{m}$ 以上 $50.0 \mu\text{m}$ 以下の前記軟質層を有する [14] ~ [17] のいずれか一つに記載の鋼板。

[19] 鋼板表面に熔融亜鉛めっき層又は合金化熔融亜鉛めっき層を有する [14] ~ [18] のいずれか一つに記載の鋼板。

[20] 前記成分組成の炭素当量 C_{eq} が 0.458% 以上 0.659% 未満である [14] ~ [19] のいずれか一つに記載の鋼板。

[21] [14] ~ [20] のいずれか一つに記載の鋼板に対して、成形加工及び溶接の少なくとも一方を施してなる部材。

[22] [14] ~ [17] のいずれか一つに記載の成分組成を有する鋼スラブに対して、最終2段の圧延における累積歪みが $0.10 \sim 0.80$ である熱間圧延を施した後、巻取温度 : $470 \sim 800$ で巻き取る熱延工程と、

前記熱延工程で得られた熱延鋼板に対して冷間圧延を施す冷延工程と、

前記冷延工程で得られた冷延鋼板を、露点 : $-50 \sim 20$ 、かつ焼鈍温度 : $750 \sim 900$ の条件で保持した後、 $150 \sim 340$ の冷却停止温度まで冷却し、該焼鈍温度から冷却停止温度までの冷却時に半径 100mm 以上 1000mm 以下のロールで曲げ及び曲げ戻しを合計3回以上8回以下行う焼鈍工程と、

焼鈍工程後の鋼板を、 $350 \sim 600$ の温度域まで再加熱して保持する再加熱工程を有する鋼板の製造方法。

[23] 前記再加熱工程後の鋼板に対して、熔融亜鉛めっき又は合金化熔融亜鉛めっきを施すめっき工程を有する [22] に記載の鋼板の製造方法。

[24] [14] ~ [17] のいずれか一つに記載の成分組成を有する鋼スラブに対して、最終2段の圧延における累積歪みが $0.10 \sim 0.80$ である熱間圧延を施した後、巻取温度 : $470 \sim 800$ で巻き取る熱延工程と、

前記熱延工程で得られた熱延鋼板に対して冷間圧延を施す冷延工程と、

前記冷延工程で得られた冷延鋼板を、露点 : $-50 \sim 20$ 、かつ焼鈍温度 : $750 \sim 900$ の条件で保持した後、 $350 \sim 500$ の冷却停止温度まで冷却し、該焼鈍温度から冷却停止温度までの冷却時に半径 100mm 以上 1000mm 以下のロールで曲げ及び曲げ戻しを合計3回以上8回以下行う焼鈍工程と、

10

20

30

40

50

前記焼鈍工程後の鋼板に対して、溶融亜鉛めっき又は合金化溶融亜鉛めっきを施すめっき工程と、

前記めっき工程後の鋼板を50℃以上350℃以下の冷却停止温度まで冷却した後、該冷却停止温度超かつ300℃以上500℃以下の温度まで再加熱して保持する再加熱工程と、を有する鋼板の製造方法。

[25] 前記成分組成の炭素当量 C_{eq} が0.458%以上0.659%未満である[22]~24のいずれか一つに記載の鋼板の製造方法。

[26] [22]~[25]のいずれか一つに記載の鋼板の製造方法によって製造された鋼板に対して、成形加工及び溶接の少なくとも一方を施す工程を有する部材の製造方法。

【発明の効果】

10

【0018】

本発明によれば、引張強さ(TS)が780MPa以上1180MPa未満であり、優れた耐LME特性及び溶接部疲労特性を有する鋼板、部材及びそれらの製造方法を提供することができる。

【発明を実施するための形態】

【0019】

以下、本発明を実施するための形態を説明する。

【0020】

まず、鋼板の成分組成の適正範囲及びその限定理由について説明する。なお、以下の説明において、鋼板の成分元素の含有量を表す「%」は、特に明記しない限り「質量%」を意味する。

20

【0021】

本発明の鋼板の成分組成は、質量%で、Si:0.3%以上2.0%以下、Mn:1.0%以上2.70%未満を含有する。また、成分組成は、上記Si及びMnに加えてさらに、質量%で、C:0.12%以上0.40%以下、P:0.05%以下、S:0.02%以下、Al:0.01%以上2.0%以下、N:0.01%以下、を含有し、残部がFe及び不可避免的不純物からなることが好ましい。

【0022】

Si:0.3%以上2.0%以下

Siはセメンタイトの生成を抑制し、残留オーステナイトの生成を促進する元素である。残留オーステナイトを面積率で5%以上確保するために、Siを0.3%以上含有する必要がある。一方、Siが2.0%を超えると、溶接部の靱性が悪くなり、溶接部の疲労強度が低下する。そのため、Siは2.0%以下とする。Siは好ましくは0.5%以上である。また、Siは好ましくは1.8%以下である。

30

【0023】

Mn:1.0%以上2.70%未満

Mnは固溶強化により鋼板の硬度を高める作用を有する元素である。Mn量が1.0%未満では、引張強さが780MPa以上にならない。一方、Mn量が2.70%以上になると、フェライト変態及びベイナイト変態を抑え、引張強さが1180MPaを超え、所望の組織が得られない。したがって、Mnは2.70%未満とする。Mnは、好ましくは1.6%以上である。また、Mnは、好ましくは2.4%以下である。

40

【0024】

C:0.12%以上0.40%以下

Cはマルテンサイトを生成させて強度を上昇させるために必要な元素である。C量が0.12%未満では、マルテンサイトの硬さが低く、引張強さが780MPa以上にならない可能性がある。一方、C量が0.40%を超えると熱影響部にセメンタイトが多量に生成して熱影響部でマルテンサイトとなった部分の靱性を低下させ、溶接部疲労強度が低下する可能性がある。したがって、C量は、好ましくは0.12%以上であり、より好ましくは0.14%以上であり、さらに好ましくは0.16%以上である。また、C量は、好ましくは0.40%以下であり、より好ましくは0.38%以下であり、さらに好ましくは

50

0.36%以下とする。また、さらに、より好ましくは0.35%以下であり、さらに好ましくは0.30%以下とする。

【0025】

P：0.05%以下

Pを過剰に含有すると粒界に偏析して靱性を低下させる可能性がある。そのため、Pは、好ましくは0.05%以下であり、より好ましくは0.03%以下であり、さらに好ましくは0.02%以下である。なお、Pの含有量の下限は特に規定しないが、生産技術の制約から、Pの含有量は0.0005%以上となることが好ましい。

【0026】

S：0.02%以下

Sは、Mnと結合して粗大なMnSを形成し、靱性を低下させる可能性がある。このため、S量は低減することが好ましい。Sは、好ましくは0.02%以下であり、より好ましくは0.01%以下であり、さらに好ましくは0.002%以下である。なお、Sの含有量の下限は特に規定しないが、生産技術の制約から、Sの含有量は0.0001%以上となることが好ましい。

10

【0027】

Al：0.01%以上2.0%以下

鋼中に酸化物が大量に存在すると靱性が低下することから脱酸は重要である。また、Alはセメンタイトの析出を抑制することがあり、その効果を得るために、0.01%以上含有することが好ましい。一方、Alが2.0%を超えると、酸化物や窒化物が凝集粗大化して靱性を低下させる可能性がある。このため、Alは好ましくは2.0%以下である。Alは、より好ましくは0.03%以上である。Alは、より好ましくは0.1%以下である。

20

【0028】

N：0.01%以下

Nは本発明においては有害な元素であり、極力低減することが好ましい。NはTiと結合してTiNを形成するが、N含有量が0.01%を超えると、形成されるTiN量が多くなることに起因して溶接部の靱性を劣化させる可能性がある。したがって、Nは好ましくは0.01%以下であり、より好ましくは0.006%以下である。なお、Nの含有量の下限は特に規定しないが、生産技術の制約から、Nの含有量は0.0003%以上となることが好ましい。

30

【0029】

本発明の鋼板は、上記の成分を含有し、残部のFe（鉄）及び不可避的不純物を含む成分組成を有する。特に、本発明の一実施形態に係る鋼板は、上記の成分を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる成分組成を有することが好ましい。

本発明の鋼板には、所望の特性に応じて、以下に述べる成分元素をさらに含有させることができる。下記の成分元素が下記に示す上限以下で含有されている場合、本発明の効果をえられる。そのため、下記の成分元素の下限は特に限定されず、上限のみを規定している。なお、下記の任意元素を後述する好適な下限値未満で含む場合、当該元素は不可避的不純物として含まれるものとする。

40

【0030】

Nb：0.50%以下、Cr：1.0%以下、Mo：0.50%以下、B：0.005%以下、及びTi：0.05%以下のうち少なくとも1種

Nb：0.50%以下

Nbは本発明の効果をさらに向上させる元素である。Nbがマルテンサイト微細化や熱影響部の結晶粒の粗大化を防止して熱影響部の靱性を向上させる。この効果を得るためには、Nbは0.01%以上であることが好ましく、0.02%以上であることがより好ましい。一方、Nbが0.50%を超えると、Nb炭化物が析出して靱性が逆に劣化してしまう可能性がある。このため、Nbは好ましくは0.50%以下である。Nbはより好ましくは0.30%以下である。また、溶接継手の液体金属脆性も抑制することで継手の強度

50

を向上させることができる。

【0031】

Cr : 1.0%以下

Crは焼き戻し脆化を抑制する効果を持つ元素である。そのため、添加することで本発明の効果はさらに増大する。この効果を得るために、Crは0.1%以上にすることが好ましい。しかしながら、Crを1.0%超えての含有はCr炭化物の形成を招き熱影響部の韌性劣化を招く可能性がある。そのため、Crは1.0%以下が好ましい。より好ましくは、Cr含有量は、0.80%以下であり、さらに好ましくは0.60%以下である。

【0032】

Mo : 0.50%以下

Moはオーステナイトの核生成を促進し、フレッシュマルテンサイトを増加させる。この効果を得るために、Moは0.01%以上であることが好ましい。一方、Moが粒界偏析すると、フェライトを粒成長が止まるため、フェライト分率が低下する。これを抑制するため、Moの含有量は好ましくは0.50%以下であり、より好ましくは、0.30%以下である。さらに好ましくは、Mo含有量は、0.30%以下であり、さらにより好ましくは0.20%以下である。

【0033】

B : 0.005%以下

Bはオーステナイト粒界に偏析して、圧延後のフェライト変態を遅延させ、フレッシュマルテンサイトが形成しやすくなる。この効果を十分に得るには、Bの含有量は0.0001%以上であることが好ましい。一方、0.005%を超えると、BはFe₂₃(CB)₆を形成して溶接部のポイド発生の起点となり、溶接部の疲労強度が低下する可能性がある。このため、Bは0.005%以下が好ましい。より好ましくは、B含有量は、0.0045%以下であり、さらに好ましくは0.0040%以下である。

【0034】

Ti : 0.05%以下

TiはNと結合し、窒化物を形成することにより、BNの形成を抑制し、Bの効果を引き出すとともに、TiNを形成させて結晶粒を微細化して鋼板の高強度化に寄与する。この効果を得るため、Tiの含有量は0.005%以上にすることが好ましい。一方、0.05%を超えると、粗大なTiを含有する炭化物が生じやすく、溶接部のポイド発生の起点となる可能性がある。このため、Tiは0.05%以下が好ましい。より好ましくは、Ti含有量は、0.045%以下であり、さらに好ましくは0.040%以下である。

【0035】

Cu、Ni、Sn、As、Sb、Ca、Mg、Pb、Co、Ta、W、REM、Zn、V、Sr、Cs、Hf、Zrのうち少なくとも1種を合計で0.1%以下

本発明の鋼板においては、Cu、Ni、Sn、As、Sb、Ca、Mg、Pb、Co、Ta、W、REM、Zn、V、Sr、Cs、Hf、Zrのうち少なくとも1種を合計で0.1%以下含有してもよい。合計含有量は、好ましくは0.10%以下、より好ましくは0.08%以下である。さらに好ましくは0.03%以下である。また、これらの合計含有量の下限は特に限定しないが、合計含有量は0.001%以上であることが好ましい。

【0036】

炭素当量Ceq : 0.458%以上0.659%未満

780MPa以上のTSを得る観点からは、本発明の鋼板の製造方法のもとでは、成分組成の炭素当量Ceqは0.458%以上であることが好ましい。なお、炭素当量Ceqの上限は特に限定しないが、1180MPa未満のTSを得る観点からは、炭素当量Ceqを0.659%未満とすることが好ましい。

【0037】

炭素当量Ceqは、以下の式で求めることができる。なお、炭素当量は、後述する軟質層の部分は除いた板厚範囲で計算されるものとする。

【0038】

10

20

30

40

50

炭素当量 $C_{eq} = [C\%] + ([Si\%] / 24) + ([Mn\%] / 6) + ([Ni\%] / 40) + ([Cr\%] / 5) + ([Mo\%] / 4) + ([V\%] / 14)$

ただし、上記式中の [元素記号%] は、各元素の含有量 (質量%) を表し、含有しない元素は 0 とする。

【 0 0 3 9 】

次に、本発明の高強度鋼板の鋼組織について説明する。

【 0 0 4 0 】

本発明の鋼板の鋼組織は、ベイニティックフェライトの面積率が 10 ~ 35 %、フレッシュマルテンサイトの面積率が 2 ~ 15 %、残留オーステナイトの面積率が 5 ~ 20 %、フェライトの面積率が 45 ~ 70 % である。また、フレッシュマルテンサイト及び残留オーステナイトの面積率の合計のうち、フェライトと隣接するフレッシュマルテンサイト及び残留オーステナイトの割合が合計で 90 % 以下である。面積率の測定方法は、後述しており、実施例にも記載している。

10

【 0 0 4 1 】

ベイニティックフェライトの面積率：10 ~ 35 %

ベイニティックフェライトは靱性を向上する効果がある。このような効果を得るために、ベイニティックフェライトの面積率を 10 % 以上とする。一方、面積率が 35 % を超えると、強度が低下するため引張強さ 780 MPa 以上を得ることができなくなる。したがって、ベイニティックフェライトの面積率は 35 % 以下である。好ましくは、ベイニティックフェライトの面積率は、12 % 以上であり、より好ましくは 13 % 以上である。また、好ましくは 33 % 以下であり、より好ましくは 31 % 以下である。

20

【 0 0 4 2 】

フレッシュマルテンサイトの面積率：2 ~ 15 %

フレッシュマルテンサイトは硬質相であり、鋼板の強度を増加させる作用を有している。引張強さ 780 MPa 以上を得るために、フレッシュマルテンサイトの面積率を 2 % 以上とする。一方、面積率が 15 % を超えると、溶接部のボイドの発生起点となり、亀裂が発生する。したがって、フレッシュマルテンサイトの面積率は 15 % 以下である。好ましくは、フレッシュマルテンサイトの面積率は、3 % 以上であり、より好ましくは 4 % 以上である。また、好ましくは 14 % 以下であり、より好ましくは 13 % 以下である。

【 0 0 4 3 】

残留オーステナイトの面積率：5 ~ 20 %

残留オーステナイトは母材の延性を向上する効果がある。このような効果を得るために、残留オーステナイトの面積率を 5 % 以上とする。一方、残留オーステナイトが過剰に増えると鋼板強度が低下する。引張強さ 780 MPa 以上を得るために、残留オーステナイトの面積率を 20 % 以下とする。本発明では、実施例に記載の方法で測定した残留オーステナイトの体積率を、残留オーステナイトの面積率とみなした。残留オーステナイトの面積率は、好ましくは、6 % 以上であり、より好ましくは 7 % 以上である。また、好ましくは 19 % 以下であり、より好ましくは 18 % 以下である。

30

【 0 0 4 4 】

フェライトの面積率：45 ~ 70 %

フェライトは軟質相であり、鋼板の延性に寄与するため、本発明の鋼板母材組織はフェライトを面積率で 45 % 以上とする必要がある。一方、フェライト相が面積率で 70 % を超えて存在すると過度に軟質化し、鋼板の強度確保が困難となる。したがって、フェライトは面積率で 70 % 以下とする。好ましくは、フェライトの面積率は、47 % 以上であり、より好ましくは 50 % 以上である。また、好ましくは 68 % 以下であり、より好ましくは 65 % 以下である。

40

【 0 0 4 5 】

フレッシュマルテンサイト及び残留オーステナイトの面積率の合計のうち、フェライトと隣接するフレッシュマルテンサイト及び残留オーステナイトの割合：90 % 以下

本発明における「フェライトと隣接するフレッシュマルテンサイト及び残留オーステナイ

50

ト」とは、フェライトと少なくとも一部の界面を有するフレッシュマルテンサイト及び残留オーステナイトであると定義する。組織の硬度差によりフレッシュマルテンサイトとフェライトの界面にポイドが発生しやすく、それが連結すると容易にナゲット周囲に亀裂が発生する。ポイドの発生を防止するため、フレッシュマルテンサイト及び残留オーステナイトの面積率の合計のうち、フェライトと隣接するフレッシュマルテンサイト及び残留オーステナイトの割合を90%以下とする必要がある。また、好ましくは87%以下であり、より好ましくは85%以下である。

本発明の効果を得る観点からは下限は限定されないが、本発明の鋼板では15%以上であることが好ましい。なお、面積率の測定方法として用いた走査型電子顕微鏡の観察では、フレッシュマルテンサイト及び残留オーステナイトの判別が困難なため、フレッシュマル
10
テンサイト及び残留オーステナイトの合計で規定している。

【0046】

また、本発明の鋼組織は、フェライト、ベイニティックフェライト、フレッシュマルテンサイト及び残留オーステナイト以外の残部に、焼き戻しマルテンサイト、パーライト、セメンタイト等の炭化物やその他鋼板の組織として公知のものが含まれていてもよい。本発明の効果を得る観点からは、残部は面積率で15%以下であることが好ましい。なお、その他の鋼板の組織（残部組織）は、例えばSEM観察で確認し判定すればよい。

【0047】

上記の鋼組織の面積率の具体的な測定方法としては、まず、得られた鋼板の圧延方向の板厚断面を研磨して、1体積%ナイトールによる腐食現出させる。走査型電子顕微鏡で30000倍に拡大して、表面から板厚 $t/4$ 部までの領域内を10視野分撮影し、ASTM E 112-10に準拠した切断法によって面積率を測定する。 t は鋼板の厚さ（板厚）である。上記撮影画像に基づき、各相の面積率を測定する。各相の面積率は、画像解析により観察視野に対する面積率の平均によって求める。フェライトは粒内に腐食痕やセメンタイトが観察されない形態を有する組織である。フレッシュマルテンサイトと残留オーステナイトは走査型電子顕微鏡の観察では同じように観察されるため、これらは総和の面積率として求める。ここで、残留オーステナイトは、後述するとおり、X線回折法により体積率を求め、この体積率を面積率とみなす。そして、走査型電子顕微鏡での観察によって求めたフレッシュマルテンサイトと残留オーステナイトの面積率の総和から、X線回折法によって求めた残留オーステナイトの体積率を差し引いた値を、フレッシュマルテンサイトの
20
面積率とみなす。
30

【0048】

残留オーステナイトの体積率の測定方法は、以下の通りである。鋼板を板厚方向（深さ方向）に板厚の $1/4$ まで機械研削した後、シュウ酸による化学研磨を行なって、観察面とする。該観察面を、X線回折法により観察する。入射X線としては、CoのK線源を用い、bcc鉄の(200)、(211)、(220)各面の回折強度に対するfcc鉄（オーステナイト）の(200)、(220)、(311)各面の回折強度の比を求め、これを残留オーステナイトの体積率とする。

【0049】

ベイニティックフェライトの面積率については、走査型電子顕微鏡で得られた組織画像を、Adobe Systems社のAdobe Photoshopを用いて、ベイニティックフェライトの面積を測定面積で除した面積率を10視野分算出し、それらの値を平均して各組織の面積率として求める。
40

また、フェライトと隣接するフレッシュマルテンサイト及び残留オーステナイトの割合については、フレッシュマルテンサイト及び残留オーステナイトのうち、観察面において、組織境界において一箇所以上フェライトと接しているフレッシュマルテンサイト及び残留オーステナイトの割合を面積率で求める。

【0050】

鋼板表面から板厚方向に $4.9\mu\text{m}$ 以内の領域におけるSi及び/又はMnの酸化物を含む結晶粒の平均粒径： $3\sim 10\mu\text{m}$
50

本発明でいうSi及び/又はMnの酸化物を含む結晶粒とは、粒内にSi及び/又はMnの粒状酸化物を1つ以上含む酸化物粒子のことを意味する。優れた耐LME特性及び溶接部疲労特性を得る観点から、鋼板表面から板厚方向に4.9µm以内の領域におけるSi及び/又はMnの酸化物を含む結晶粒の平均粒径を3~10µmとする。酸素ポテンシャルが比較的高い粒界にSi及び/又はMnの酸化物が形成しやすい。鋼板表面から板厚方向に4.9µm以内の領域におけるSi及び/又はMnの酸化物を含む結晶粒の平均粒径が10µmを超えると、粒界上の酸化部の形成が抑制され、溶接部の割れが出やすくなる。そのため、該平均粒径は10µm以下である。一方、該平均粒径が3µm未満では、粒界上に粗大な酸化物が生成してしまうため、溶接部の割れが発生しやすい。そのため、該平均粒径は3µm以上である。また、該平均粒径を3µm以上とすることで、結晶粒自体が良好な変形能を有しているため、良好な耐LME特性が得られる。

10

【0051】

本発明では、鋼板の断面(L断面：圧延方向に平行で、鋼板表面に対し垂直な断面)に対してSEM観察とエネルギー分散型X線分析(EDX)を行うことによって、鋼板表面から板厚方向に4.9µm以内の領域における酸化物の種類を特定し、Si及び/又はMnの酸化物を含む結晶粒の平均粒径を測定する。結晶粒の平均粒径は、鋼板の断面(L断面)において、鋼板表面に平行な方向に対して切片法で測定して求めた粒径の長さの平均値である。

【0052】

前記したような、鋼板表面から板厚方向に4.9µm以内の領域におけるSi及び/又はMnの酸化物を含む結晶粒の平均粒径を3~10µmとすることで、優れた耐LME特性及び溶接部疲労特性を得ることができるが、鋼板表面から板厚方向に15.0µm以内の領域におけるSi及び/又はMnの酸化物を含む結晶粒の平均粒径を3~10µmとすることで、Si及び/又はMnの酸化物を含む結晶粒の平均粒径が3~10µmを満たす領域を、鋼板表面から板厚方向に15.0µm以内の領域まで拡大することで、更に優れた耐LME特性及び溶接部疲労特性を得ることができる。

20

【0053】

本発明では、鋼板の断面(L断面：圧延方向に平行で、鋼板表面に対し垂直な断面)に対してSEM観察とエネルギー分散型X線分析(EDX)を行うことによって、鋼板表面から板厚方向に15.0µm以内の領域における酸化物の種類を特定し、Si及び/又はMnの酸化物を含む結晶粒の平均粒径を測定する。結晶粒の平均粒径は、鋼板の断面(L断面)において、鋼板表面に平行な方向に対して切片法で測定して求めた粒径の長さの平均値である。

30

【0054】

鋼板表面から板厚方向に4.9µm以内の領域における最小のSi濃度 L_{Si} 及び最小のMn濃度 L_{Mn} と、鋼板の板厚1/4位置におけるSi濃度 T_{Si} 及びMn濃度 T_{Mn} とが、下記式(1)を満たす。

$$L_{Si} + L_{Mn} < (T_{Si} + T_{Mn}) / 4 \cdots (1)$$

$L_{Si} + L_{Mn} > (T_{Si} + T_{Mn}) / 4$ の場合、溶接時に液体金属脆化(LME: Liquid Metal Embrittlement)が発生しやすく、溶接性が低下する。したがって、優れた耐LME特性を得るために、 $L_{Si} + L_{Mn} < (T_{Si} + T_{Mn}) / 4$ である。

40

【0055】

鋼板の板厚1/4位置におけるSi濃度 T_{Si} 及びMn濃度 T_{Mn} は、電界放出型電子プローブマイクロアナライザー(FE-EPMA: Field Emission - Electron Probe Micro Analyzer)を用いて、鋼板の板厚1/4位置において電子ビーム径1µmでの点分析を任意に10点行い、その平均により求める。また、鋼板表面から板厚方向に4.9µm以内の領域におけるSi濃度は、電界放出型電子プローブマイクロアナライザーを用いて、電子ビーム径0.1µmで鋼板表面から板厚方向に線分析を行い、鋼板表面から板厚方向に0~4.9µmにおけるSi濃度の濃度分

50

布を得る。ここで、当該濃度分布のうち最小のSi濃度を、上記濃度 L_{Si} としている。また、鋼板表面から板厚方向に $4.9\mu\text{m}$ 以内の領域におけるMn濃度も、電界放出型電子プローブマイクロアナライザーを用いて、電子ビーム径 $0.1\mu\text{m}$ で鋼板表面から板厚方向に線分析を行い、鋼板表面から板厚方向に $0\sim 4.9\mu\text{m}$ におけるMn濃度の濃度分布を得る。ここで、当該濃度分布のうち最小のMn濃度を、上記濃度 L_{Mn} としている。なお、ここでいうSi濃度、Mn濃度、 L_{Si} 、 T_{Si} 、 L_{Mn} 及び T_{Mn} の単位は、質量%である。また、本発明における電界放出型電子プローブマイクロアナライザーでのSi濃度及びMn濃度の測定は、測定する位置に粒状物が存在していない箇所を10箇所選んで実施し、それらの平均値をそれぞれSi濃度及びMn濃度とした。

【0056】

前記したような、鋼板表面から板厚方向に $4.9\mu\text{m}$ 以内の領域における最小のSi濃度 L_{Si} 及び最小のMn濃度 L_{Mn} と、鋼板の板厚 $1/4$ 位置におけるSi濃度 T_{Si} 及びMn濃度 T_{Mn} とが、式(1)を満たすことで、優れた耐LME特性を得ることができるが、鋼板表面から板厚方向に $15.0\mu\text{m}$ 以内の領域における最小のSi濃度 L_{Si} 及び最小のMn濃度 L_{Mn} と、鋼板の板厚 $1/4$ 位置におけるSi濃度 T_{Si} 及びMn濃度 T_{Mn} とが、式(1)を満たすことで、すなわち、式(1)を満たす領域を、鋼板表面から板厚方向に $15.0\mu\text{m}$ 以内の領域まで拡大することで、前記した更に優れた耐LME特性を得ることができる。

【0057】

鋼板の板厚 $1/4$ 位置におけるSi濃度 T_{Si} 及びMn濃度 T_{Mn} は、電界放出型電子プローブマイクロアナライザー(FE-EPMA: Field Emission - Electron Probe Micro Analyzer)を用いて、鋼板の板厚 $1/4$ 位置において電子ビーム径 $1\mu\text{m}$ での点分析を任意に10点行い、その平均により求める。また、鋼板表面から板厚方向に $15.0\mu\text{m}$ 以内の領域におけるSi濃度は、電界放出型電子プローブマイクロアナライザーを用いて、電子ビーム径 $0.1\mu\text{m}$ で鋼板表面から板厚方向に線分析を行い、鋼板表面から板厚方向に $0\sim 15.0\mu\text{m}$ におけるSi濃度の濃度分布を得る。ここで、当該濃度分布のうち最小のSi濃度を、上記濃度 L_{Si} としている。また、鋼板表面から板厚方向に $15.0\mu\text{m}$ 以内の領域におけるMn濃度も、電界放出型電子プローブマイクロアナライザーを用いて、電子ビーム径 $0.1\mu\text{m}$ で鋼板表面から板厚方向に線分析を行い、鋼板表面から板厚方向に $0\sim 15.0\mu\text{m}$ におけるMn濃度の濃度分布を得る。ここで、当該濃度分布のうち最小のMn濃度を、上記濃度 L_{Mn} としている。なお、ここでいうSi濃度、Mn濃度、 L_{Si} 、 T_{Si} 、 L_{Mn} 及び T_{Mn} の単位は、質量%である。また、本発明における電界放出型電子プローブマイクロアナライザーでのSi濃度及びMn濃度の測定は、測定する位置に粒状物が存在していない箇所を10箇所選んで実施し、それらの平均値をそれぞれSi濃度及びMn濃度とした。

【0058】

軟質層の厚さ： $1.0\mu\text{m}$ 以上 $50.0\mu\text{m}$ 以下

本発明でいう軟質層とは、鋼板表面から板厚 $1/4$ 位置における硬度に対して65%以下の硬度の領域のことである。鋼板表面から板厚方向に厚さ $1.0\mu\text{m}$ 以上 $50.0\mu\text{m}$ 以下の軟質層を有することで、より優れた耐LME特性を得ることができる。この効果を得る観点から、鋼板表面から板厚方向に厚さ $1.0\mu\text{m}$ 以上の軟質層を有することが好ましい。一方、引張強さ 780MPa 以上を得る観点から、軟質層を有する場合は、鋼板表面から板厚方向に厚さ $50.0\mu\text{m}$ 以下とすることが好ましい。

【0059】

軟質層の測定方法は、以下の通りである。鋼板の圧延方向に平行な板厚断面(L断面)を湿式研磨により平滑化した後、ピッカース硬度計を用いて、荷重 10gf で、鋼板表面から板厚方向に $1\mu\text{m}$ の位置より、板厚方向 $100\mu\text{m}$ の位置まで、 $1\mu\text{m}$ 間隔で測定を行う。その後は板厚中心まで $20\mu\text{m}$ 間隔で測定を行う。硬度が板厚 $1/4$ 位置の硬度に比して65%以下に減少した領域を軟質層と定義し、当該領域の板厚方向の厚さを軟質層の厚さと定義する。

10

20

30

40

50

【0060】

本発明の鋼板は、鋼板表面に溶融亜鉛めっき層又は合金化溶融亜鉛めっき層を有してもよい。溶融亜鉛めっき層及び合金化溶融亜鉛めっき層は、組成はそれぞれ特に限定されず、いかなる方法によって形成されていてもよい。溶融亜鉛めっき層は、例えば、Fe：20質量%以下、Al：0.001質量%以上1.0質量%以下を含有し、さらに、Pb、Sb、Si、Sn、Mg、Mn、Ni、Cr、Co、Ca、Cu、Li、Ti、Be、Bi、及びREMからなる群から選ばれる1種又は2種以上を合計で0質量%以上3.5質量%以下含有し、残部がZn及び不可避的不純物からなる組成を有する。溶融亜鉛めっき層中のFe含有量は好ましくは7質量%未満である。また、合金化溶融亜鉛めっき層中のFe含有量は、好ましくは7～15質量%、より好ましくは8～12質量%である。

10

【0061】

また、めっきの付着量は特に限定されないが、鋼板片面あたりのめっき付着量を20～80g/m²とすることが好ましい。

【0062】

なお、本発明の鋼板の板厚は特に限定されないが、0.5mm以上3.0mm以下であることが好ましい。

【0063】

次に、本発明の鋼板の製造方法について説明する。

【0064】

以下、本発明の鋼板の製造方法について、好ましい製造条件を説明する。なお、以下に示す鋼スラブ（鋼素材）、鋼板等を加熱又は冷却する際の温度は、特に説明がない限り、鋼スラブ、鋼板等の表面温度を意味する。

20

【0065】

第一の実施形態

本発明の鋼板の製造方法の第一の実施形態は、上記成分組成を有する鋼スラブに対して、最終2段の圧延における累積歪みが0.10～0.80である熱間圧延を施した後、巻取温度：470～800で巻き取る熱延工程と、熱延工程で得られた熱延鋼板に対して冷間圧延を施す冷延工程と、冷延工程で得られた冷延鋼板を、露点：-50～0、かつ焼鈍温度：750～900の条件で保持した後、150～340の冷却停止温度まで冷却し、該焼鈍温度から冷却停止温度までの冷却時に半径100mm以上1000mm以下のロールで曲げ及び曲げ戻しを合計3回以上8回以下行う焼鈍工程と、焼鈍工程後の鋼板を、350～600の温度域まで再加熱して保持する再加熱工程を有する。

30

また、本発明の鋼板の製造方法の第一の実施形態は、上記成分組成を有する鋼スラブに対して、最終2段の圧延における累積歪みが0.10～0.80である熱間圧延を施した後、巻取温度：470～800で巻き取る熱延工程と、熱延工程で得られた熱延鋼板に対して冷間圧延を施す冷延工程と、冷延工程で得られた冷延鋼板を、露点：-50～20、かつ焼鈍温度：750～900の条件で保持した後、150～340の冷却停止温度まで冷却し、該焼鈍温度から冷却停止温度までの冷却時に半径100mm以上1000mm以下のロールで曲げ及び曲げ戻しを合計3回以上8回以下行う焼鈍工程と、焼鈍工程後の鋼板を、350～600の温度域まで再加熱して保持する再加熱工程を有する。

40

以下、これらの各工程について説明する。

【0066】

本発明において、鋼素材の溶製方法は特に限定されず、転炉、電気炉等、公知の溶製方法を採用することができる。また、溶製後、偏析等の問題から連続鋳造法によりスラブ（鋼素材）とするのが好ましいが、造塊-分塊圧延法、薄スラブ連鋳法等、公知の鋳造方法でスラブとしても良い。なお、鋳造後にスラブを熱間圧延するにあたり、加熱炉でスラブを再加熱した後に圧延しても良いし、所定温度以上の温度を保持している場合には、スラブを加熱することなく直送圧延しても良い。

【0067】

上記の得られた鋼素材に、粗圧延及び仕上げ圧延を施すが、本発明においては、粗圧延前

50

に鋼素材中の炭化物を溶解する必要がある。スラブを加熱する場合は、炭化物を溶解させたり、圧延荷重の増大を防止したりするため、1100 以上に加熱することが好ましい。また、スケールロスの増大を防止するため、スラブの加熱温度は1300 以下とすることが好ましい。また、先述のとおり、粗圧延前の鋼素材が、所定温度以上の温度を保持しており、鋼素材中の炭化物が溶解している場合には、粗圧延前の鋼素材を加熱する工程は省略可能である。なお、粗圧延条件については特に限定する必要はない。

【0068】

熱延工程における最終2段の圧延における累積歪み：0.10～0.80

最終2段の圧延における累積歪みとは、3段以上の多段（例えば、6段又は7段）の連続圧延を行う多段仕上圧延において、最終2段の圧下率の累計を意味する。最終2段は、例えば、7段の連続圧延を行う場合は、最終2段は、6段目と7段目である。累積歪みが0.10未満では、鋼板表面から板厚方向に4.9 μm以内の領域における酸化物を含む結晶粒の平均粒径が10 μmを超えてしまうため、熱影響部の靱性が低下する。また、鋼板表面から板厚方向に15.0 μm以内の領域における酸化物を含む結晶粒の平均粒径が10 μmを超えてしまうため、熱影響部の靱性が低下する。一方、0.80を超えると、核生成し過ぎで、鋼板表面から板厚方向に4.9 μm以内の領域における酸化物を含む結晶粒の平均粒径が3 μm未満になってしまう。また、鋼板表面から板厚方向に15.0 μm以内の領域における酸化物を含む結晶粒の平均粒径が3 μm未満になってしまう。したがって、最終2段の圧延における累積歪みが0.10～0.80である。なお、本発明でいう歪みは、公称ひずみである。

【0069】

巻取温度：470～800

巻取温度が470 を下回ると、ベイニティックフェライトの面積率が35%を超えてしまい、溶接熱影響部で軟化が生じる。一方、巻取温度が800 を超えると、鋼板表面から板厚方向に4.9 μm以内の領域におけるSi及び/又はMnの酸化物を含む結晶粒が成長し、平均粒径が10 μmを超えてしまう。したがって、巻取温度は470～800 である。巻取温度は、好ましくは、500 以上である。また、巻取温度は、好ましくは、700 以下である。なお、鋼板表面から板厚方向に15.0 μm以内の領域における最小のSi濃度 L_{Si} 及び最小のMn濃度 L_{Mn} と、鋼板の板厚1/4位置におけるSi濃度 T_{Si} 及びMn濃度 T_{Mn} とが式(1)を満たすようにするためには、巻取温度は470～800 とする。

【0070】

上記の熱延工程で得られた熱延鋼板に対して冷間圧延を施す。冷間圧延における圧延率は特に限定されないが、30%以上75%以下とすることが好ましい。

【0071】

焼鈍時の均熱条件：露点 - 50～0 または露点 - 50～20 、均熱温度：750～900

焼鈍温度が750 未満の場合、未再結晶が残留し、靱性が低下する。一方、焼鈍温度が900 を超えると、フレッシュマルテンサイトの面積率が15%を超えてしまい、熱影響部の靱性が低下する。また焼鈍中の露点が-50～0 の範囲ではないと、鋼板表面から板厚方向に4.9 μm以内の領域における最小のSi濃度 L_{Si} 及び最小のMn濃度 L_{Mn} と、鋼板の板厚1/4位置におけるSi濃度 T_{Si} 及びMn濃度 T_{Mn} とが、 $L_{Si} + L_{Mn}$ ($T_{Si} + T_{Mn}$)/4を満たさない。したがって、露点を-50～0 であり、焼鈍温度は750～900 とする。また、鋼板表面から板厚方向に15.0 μm以内の領域における最小のSi濃度 L_{Si} 及び最小のMn濃度 L_{Mn} と、鋼板の板厚1/4位置におけるSi濃度 T_{Si} 及びMn濃度 T_{Mn} とが式(1)を満たすようにするためには、露点は、-50～20 にする必要がある。

【0072】

冷却停止温度：150～340

均熱温度から150 未満の温度域まで冷却すると、残留オーステナイトの面積率が5%

10

20

30

40

50

未満になってしまう。一方、340 超えの温度域まで冷却すると、フレッシュマルテンサイトの面積が15%を超える。また、340 超えの温度域まで冷却すると、フェライトと隣接するフレッシュマルテンサイトと残留オーステナイトの割合が90%を超える場合がある。そのため、溶接部に亀裂が発生しやすくなる。したがって、冷却温度停止温度を150~340 とする。

【0073】

焼鈍温度から冷却停止温度までの冷却時に半径100mm以上1000mm以下のロールで曲げ及び曲げ戻しを合計3回以上8回以下

また単純に冷却するのみでは、所望の組織が得られない。焼鈍温度から冷却停止温度までの冷却時に半径100mm以上1000mm以下のロールで曲げ及び曲げ戻しを合計3回以上8回以下実施することで、鋼板表面付近に曲げひずみを導入する。該曲げ及び曲げ戻しの合計が3回以上で、鋼板表面から板厚方向に4.9μm以内の領域における最小のSi濃度 L_{Si} 及び最小のMn濃度 L_{Mn} と、鋼板の板厚1/4位置におけるSi濃度 T_{Si} 及びMn濃度 T_{Mn} とが、 $L_{Si} + L_{Mn} = (T_{Si} + T_{Mn}) / 4$ を満足し、優れた耐LME特性と優れた溶接部疲労特性を得ることができる。また、該曲げ及び曲げ戻しの合計が3回以上で、鋼板表面から板厚方向に15.0μm以内の領域における最小のSi濃度 L_{Si} 及び最小のMn濃度 L_{Mn} と、鋼板の板厚1/4位置におけるSi濃度 T_{Si} 及びMn濃度 T_{Mn} についても、 $L_{Si} + L_{Mn} = (T_{Si} + T_{Mn}) / 4$ を満足し、優れた耐LME特性と優れた溶接部疲労特性を得ることができる。該曲げ及び曲げ戻しの合計回数は、好ましくは4回以上である。また、該曲げ及び曲げ戻しの合計が8回以上の場合は効果が飽和するので、本発明では8回以下、好ましくは7回以下である。上記効果を得るためには、半径1000μm以下のロールを用いて、鋼板表面付近に適度な曲げひずみを導入する必要がある。一方、半径100μm未満のロールを用いた場合は、導入される曲げひずみが大きすぎて、上記のような効果を得られない。したがって、半径100mm以上1000mm以下のロールを用いた。なお、曲げ及び曲げ戻し回数とは、曲げと曲げ戻しを合わせて1回とするのではなく、曲げで1回、曲げ戻しで1回として回数を数える。

【0074】

再加熱温度：350~600

焼鈍後の鋼板を、350~600 の温度域まで再加熱する。350 未満の温度域で再加熱すると、ベイニティックフェライトの面積率が10%未満となり、溶接部の靱性が低下する。一方600 超えで再加熱すると、フェライトの面積率が増えるため、フェライト相のみと隣接するフレッシュマルテンサイトと残留オーステナイトの面積率が90%超えになる。したがって、再加熱温度を350~600 とする。

【0075】

本発明の鋼板の製造方法は、上記の再加熱工程後の鋼板に対して、溶融亜鉛めっき又は合金化溶融亜鉛めっきを施すめっき工程を有することが好ましい。鋼板に対して溶融亜鉛めっきを施す処理は、焼鈍と溶融亜鉛めっき処理とを連続して行えるよう構成された装置を用いて、焼鈍と溶融亜鉛めっき処理とを施してもよい。なお、鋼板に対して溶融亜鉛めっきを施す場合、鋼板を、440 以上500 以下の亜鉛めっき浴中に浸漬して溶融亜鉛めっき処理を施した後、ガスワイピング等によって、めっき付着量を調整することが好ましい。溶融亜鉛めっきとしてはAl含有量が0.10質量%以上0.23質量%以下であり、残部がZn及び不可避的不純物からなる組成の亜鉛めっき浴を用いることが好ましい。また、鋼板に対して合金化溶融亜鉛めっきを施す場合、鋼板に対して溶融亜鉛めっき処理を施した後に、450 以上600 以下の温度域で亜鉛めっきの合金化処理を施すことが好ましい。合金化温度が450 未満では、Zn-Fe合金化速度が過度に遅くなってしまい、合金化が著しく困難となる可能性がある。一方、合金化温度が600 を超えると、未変態オーステナイトがパーライトへ変態し、TS及び延性が低下する場合がある。したがって、亜鉛めっきの合金化処理を行うときは、450 以上600 以下の温度域で合金化処理を施すことが好ましく、より好ましくは470 以上である。また、より

好ましくは、550 以下であり、さらに好ましくは530 以下とする。

【0076】

また、溶融亜鉛めっき鋼板（GI）及び合金化溶融亜鉛めっき鋼板（GA）のめっき付着量は片面あたり20～80g/m²（両面めっき）とすることが好ましい。めっきの付着量は、亜鉛めっき後にガスワイピング等を行うことにより調節することが可能である。

【0077】

上述の通りに、めっき処理を施した鋼板を、50 以下まで冷却した後、0.05%以上1.00%以下の伸長率で圧延してもよい。また、50 以下までの冷却後における圧延の伸長率は、より好ましくは0.10%以上0.70%以下とする。

【0078】

50 以下までの冷却後における圧延は、上述した亜鉛めっき処理を行うためのめっき装置と連続した装置上（オンライン）で行ってもよいし、亜鉛めっき処理を行うためのめっき装置とは不連続な装置上（オフライン）で行ってもよい。また、一回の圧延で目的の伸長率を達成してもよいし、複数回の圧延を行い、合計で0.05%以上1.00%以下の伸長率を達成してもよい。なお、ここで記載した圧延とは一般的には調質圧延のことを指すが、調質圧延と同等の伸長率を付与できれば、レベラーによる加工等の方法による圧延であっても構わない。

【0079】

なお、上記した条件以外の製造条件は、常法によることができる。

【0080】

第二の実施形態

次に、本発明の鋼板の製造方法の第二の実施形態を説明する。本発明の鋼板の製造方法の第二の実施形態は、上記の成分組成を有する鋼スラブに対して、最終2段の圧延における累積歪みが0.10～0.80である熱間圧延を施した後、巻取温度：470～800 で巻き取る熱延工程と、熱延工程で得られた熱延鋼板に対して冷間圧延を施す冷延工程と、冷延工程で得られた冷延鋼板を、露点：-50～0、かつ焼鈍温度：750～900 の条件で保持した後、350～500 の冷却停止温度まで冷却し、該焼鈍温度から冷却停止温度までの冷却時に半径100mm以上1000mm以下のロールで曲げ及び曲げ戻しを合計3回以上8回以下行う焼鈍工程と、焼鈍工程後の鋼板に対して、溶融亜鉛めっき又は合金化溶融亜鉛めっきを施すめっき工程と、めっき工程後の鋼板を50 以上350 以下の冷却停止温度まで冷却した後、該冷却停止温度超かつ300 以上500 以下の温度まで再加熱して保持する再加熱工程と、を有する。

また、本発明の鋼板の製造方法の第二の実施形態は、上記の成分組成を有する鋼スラブに対して、最終2段の圧延における累積歪みが0.10～0.80である熱間圧延を施した後、巻取温度：470～800 で巻き取る熱延工程と、熱延工程で得られた熱延鋼板に対して冷間圧延を施す冷延工程と、冷延工程で得られた冷延鋼板を、露点：-50～20、かつ焼鈍温度：750～900 の条件で保持した後、350～500 の冷却停止温度まで冷却し、該焼鈍温度から冷却停止温度までの冷却時に半径100mm以上1000mm以下のロールで曲げ及び曲げ戻しを合計3回以上8回以下行う焼鈍工程と、焼鈍工程後の鋼板に対して、溶融亜鉛めっき又は合金化溶融亜鉛めっきを施すめっき工程と、めっき工程後の鋼板を50 以上350 以下の冷却停止温度まで冷却した後、該冷却停止温度超かつ300 以上500 以下の温度まで再加熱して保持する再加熱工程と、を有する。

【0081】

第二の実施形態の説明では、第一の実施形態と異なる条件のみ説明する。

【0082】

焼鈍後の冷却停止温度：350～500

第二の実施形態では、冷延鋼板を露点：-50～0 の雰囲気中を750～900 の条件で保持した後、350～500 の冷却停止温度まで冷却し、該焼鈍温度から冷却停止温度までの冷却時に半径100mm以上1000mm以下のロールで曲げ及び曲げ戻しを

10

20

30

40

50

合計3回以上8回以下で行う。第二の実施形態では第一の実施形態とは異なり、焼鈍後に350～500の冷却停止温度まで冷却する。第二の実施形態では、めっき工程前における組織の変態を抑制する観点から、冷却停止温度を350以上とする。また、パーライトの生成を抑制し、残留オーステナイトの体積率を所望の範囲内とするため、冷却停止温度を500以下とする。

【0083】

めっき工程後の鋼板を冷却する際の冷却停止温度：50以上350以下
 第二の実施形態では、焼鈍工程後にめっき工程を行い、めっき工程後の鋼板を50以上350以下の冷却停止温度まで冷却した後、該冷却停止温度超かつ300以上500以下の温度まで再加熱して保持する再加熱工程を有する。再加熱工程では、上述したと
 10
 おり、めっき工程後に、鋼板を50以上350以下の冷却停止温度まで冷却する。冷却停止温度が50未満の場合、残留オーステナイトの面積率が5%未満になってしまう。一方、冷却停止温度が350超えの場合、フレッシュマルテンサイトの面積が15%を超える。また、冷却停止温度が350超えの場合、フェライトと隣接するフレッシュマルテンサイトと残留オーステナイトの割合が90%を超える。そのため、溶接部に亀裂が発生しやすくなる。

したがって、冷却停止温度は50以上350以下とする。冷却停止温度は、好ましくは100以上、より好ましくは150以上とする。また、冷却停止温度は、好ましくは300以下、より好ましくは270以下とする。

【0084】

再加熱温度：冷却停止温度超かつ300以上500以下
 冷却停止温度超かつ300以上500以下の再加熱温度で保持することで、冷却停止時に生成したマルテンサイトから未変態オーステナイトへの炭素の分配が進行し、残留オーステナイトの体積率を所望の範囲内に実現することができる。ここで、冷却停止温度は、再加熱前に鋼板を冷却した際の冷却停止温度を意味する。

【0085】

再加熱温度で保持した後の平均冷却速度、冷却停止温度、及び冷却方法は特に限定されない。冷却方法としては、ガスジェット冷却、ミスト冷却、ロール冷却、水冷、及び空冷などを適用することができる。また、鋼板表面の酸化防止の観点から、再加熱温度で保持後、50以下まで冷却することが好ましく、より好ましくは室温程度まで冷却する。該冷却の平均冷却速度は通常1/秒以上50/秒以下である。

【0086】

なお、上記で説明した本発明の製造方法における一連の熱処理においては、上述した温度範囲内であれば保持温度は一定である必要はなく、また冷却速度が冷却中に変化した場合においても規定した範囲内であれば本発明の趣旨を損なわない。また、熱履歴さえ満足されれば、鋼板はいかなる設備で熱処理を施されてもかまわない。

【0087】

次に、本発明の部材及びその製造方法について説明する。

【0088】

本発明の部材は、本発明の鋼板に対して、成形加工及び溶接の少なくとも一方を施してなるものである。また、本発明の部材の製造方法は、本発明の鋼板の製造方法によって製造された鋼板に対して、成形加工及び溶接の少なくとも一方を施す工程を有する。

【0089】

本発明の鋼板は、引張強さ(TS)が780MPa以上1180MPa未満であり、高強度であるだけでなく耐LME特性にも優れる。また、本発明の鋼板は優れた疲労特性を有し、溶接部疲労強度の低下を抑え、衝突強度を十分に維持することができる。そのため、本発明の鋼板を用いて得た部材は、自動車等の輸送機に使用される部材に適している。

【0090】

成形加工は、プレス加工等の一般的な加工方法を制限なく用いることができる。また、溶接は、スポット溶接、アーク溶接等の一般的な溶接を制限なく用いることができる。

10

20

30

40

50

【実施例】

【0091】

[実施例1]

本発明を、実施例を参照しながら具体的に説明する。本発明の範囲は以下の実施例に限定されない。

【0092】

表1に示す成分組成を有し、残部がFe及び不可避免の不純物からなる鋼素材を転炉にて溶製し、連続鋳造法にて鋼スラブとした。得られた鋼スラブを1250に加熱して、粗圧延した。次いで仕上げ圧延温度900にて仕上げ圧延を施し、表2に示す種々の巻取温度で巻き取り、熱延鋼板とした。次いで、表2に示す条件で冷延工程及び焼鈍工程を経て、冷延鋼板(CR)を得た。

10

【0093】

次いで、以下に示すように、第一の実施形態又は第二の実施形態の製造工程を経て、鋼板を得た。

【0094】

第一の実施形態では、上記焼鈍工程後、表2に示す条件で再加熱工程を行った。次いで、表2に示す種類の鋼板になるように、一部の鋼板に対してめっき処理を施した。

【0095】

第二の実施形態では、上記焼鈍工程後、表2に示す種類の鋼板になるようにめっき処理を施した。次いで、表2に示す条件で再加熱工程を行い、鋼板を得た。

20

【0096】

なお、第一の実施形態の発明例では、上記焼鈍工程における焼鈍後の冷却停止温度は、表2に示すように150以上340以下の範囲内としている。また、第二の実施形態における発明例では、上記焼鈍工程における焼鈍後の冷却停止温度は、表2に示すように350以上500以下の範囲内としている。

【0097】

上記めっき工程では、鋼板に対してめっき処理を施し、溶融亜鉛めっき鋼板(GI)又は合金化溶融亜鉛めっき鋼板(GA)を得た。溶融亜鉛めっき浴としては、GIを製造する場合は、Al:0.20質量%を含有し、残部がZn及び不可避免の不純物からなる亜鉛浴を使用した。また、GAを製造する場合は、Al:0.14質量%を含有し、残部がZn及び不可避免の不純物からなる亜鉛浴を使用した。浴温はGI、GAいずれを製造する場合においても、470とした。めっき付着量は、GIを製造する場合は、片面あたり45~72g/m²(両面めっき)程度とし、GAを製造する場合は、片面あたり45g/m²(両面めっき)程度とした。GAを製造する場合の合金化処理は、500で行った。また、GIのめっき層の組成は、Fe:0.1~1.0質量%、Al:0.2~1.0質量%を含有し、残部がZn及び不可避免の不純物からなっていた。GAのめっき層の組成は、Fe:7~15質量%、Al:0.1~1.0質量%を含有し、残部がZn及び不可避免の不純物からなっていた。

30

【0098】

40

【表 1】

鋼記号	成分組成(質量%)								Ceq(%)
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	その他	
A	0.188	1.52	2.18	0.01	0.001	0.04	0.003	-	0.615
B	0.175	1.48	2.20	0.01	0.001	0.03	0.004	Sb:0.005	0.603
C	0.168	1.54	2.12	0.02	0.002	0.04	0.003	V:0.01	0.586
E	0.195	0.62	2.48	0.02	0.003	0.04	0.004	Cr:0.28,Zr:0.06	0.658
F	0.125	1.72	2.38	0.02	0.001	0.04	0.005	B:0.0010,Ti:0.010	0.593
G	0.172	1.93	2.32	0.02	0.018	0.03	0.007	Ni:0.011	0.639
H	0.198	1.51	2.25	0.01	0.001	0.03	0.003	Mo:0.06	0.651
I	0.178	1.52	2.15	0.01	0.001	0.04	0.004	Nb:0.05	0.600
K	0.142	1.35	0.92	0.02	0.003	0.04	0.006	-	0.352
L	0.175	1.42	1.92	0.01	0.001	0.03	0.004	Pb:0.004,Cs:0.005	0.554
M	0.162	2.08	2.30	0.02	0.002	0.03	0.005	-	0.632
N	0.162	0.24	2.29	0.01	0.001	0.05	0.003	-	0.554
O	0.198	1.45	2.20	0.02	0.002	0.03	0.005	Ta:0.002,Hf:0.004	0.625
P	0.178	1.52	2.78	0.01	0.002	0.04	0.004	-	0.705
Q	0.183	1.34	2.31	0.01	0.015	0.05	0.004	As:0.006,Cu:0.02, Ni:0.04	0.625
R	0.168	1.51	2.05	0.02	0.001	0.04	0.005	REM:0.024	0.573
S	0.165	1.48	2.01	0.01	0.001	0.06	0.003	W:0.006	0.562
T	0.176	1.42	1.96	0.01	0.002	0.03	0.005	Zn:0.05,V:0.05	0.565
U	0.172	1.82	2.31	0.02	0.003	0.09	0.004	Ca:0.003	0.633
V	0.178	1.80	2.35	0.02	0.002	0.04	0.007	Co:0.015	0.645
W	0.169	0.42	2.31	0.01	0.001	0.06	0.003	Sn:0.002,Cu:0.02	0.572
X	0.173	1.52	2.45	0.02	0.002	0.05	0.004	Mg:0.0004,Zr:0.09	0.645
Y	0.178	1.53	1.30	0.02	0.001	0.05	0.005	Sr:0.008	0.458
Z	0.392	0.41	1.45	0.02	0.001	0.05	0.005	-	0.651

【 0 0 9 9 】

10

20

30

40

50

【表 2】

No.	鋼印号	熱延工程		冷延工程	焼鈍工程				再加熱工程 (第一の実施形態)		めっき工程	再加熱工程 (第二の実施形態)		板厚 (mm)
		最終段の圧延における累積歪み	巻取温度 (°C)		圧延率 (%)	露点 (°C)	焼鈍温度 (°C)	冷却停止温度 (°C)	ロール半径 (mm)	曲げ及び曲げ戻し回数 (回)		再加熱温度 (°C)	冷却停止温度 (°C)	
1	A	0.40	600	50	-5	800	200	450	5	405	GA	/	/	1.2
2	A	0.40	600	50	-15	805	200	500	5	400	GA	/	/	1.4
3	A	0.40	600	50	-15	805	480	500	5	400	GA	200	400	1.4
4	A	0.40	600	50	5	800	200	450	5	405	GA	/	/	1.2
5	A	0.40	600	50	-60	800	200	450	5	405	GA	/	/	1.2
6	A	0.40	400	50	-15	800	200	450	5	405	GA	/	/	1.2
7	A	0.40	850	50	-15	800	200	450	5	405	GA	/	/	1.2
8	B	0.50	610	45	-15	795	205	500	6	400	GA	/	/	1.2
9	B	0.60	610	45	-35	795	205	500	6	400	GI	/	/	1.4
10	B	0.60	610	56	-35	795	420	500	6	400	GA	140	400	1.4
11	C	0.60	610	45	-15	795	205	550	6	400	GA	/	/	1.0
12	C	0.60	610	45	-35	795	205	550	6	400	GI	/	/	1.2
13	C	0.60	610	45	-35	795	360	550	6	400	GA	300	480	1.2
14	C	0.60	610	45	-15	795	205	500	2	400	GA	/	/	1.2
15	C	0.60	610	45	-15	795	205	500	8	405	GA	/	/	1.2
16	E	0.50	600	50	-10	790	200	450	8	405	GA	/	/	1.6
17	E	0.50	600	50	-10	740	200	450	8	405	GA	/	/	1.2
18	E	0.50	600	50	-10	920	190	450	8	405	GA	/	/	1.2
19	E	0.50	600	50	-10	790	130	625	8	405	GA	/	/	1.2
20	E	0.50	600	50	-10	790	345	600	8	405	GA	/	/	1.2
21	F	0.20	500	50	-10	800	200	500	7	400	GA	/	/	1.2
22	G	0.60	600	45	-15	790	200	450	8	400	GA	/	/	1.4
23	H	0.60	580	50	-15	840	210	450	7	430	GA	/	/	1.6
24	H	0.05	580	50	-15	840	210	500	7	430	GA	/	/	1.2
25	H	0.90	580	50	-15	840	210	500	5	430	GA	/	/	1.2
26	I	0.40	610	50	-20	795	210	450	5	405	GA	/	/	1.4
27	K	0.40	550	50	-20	800	210	450	6	410	GA	/	/	1.4
28	L	0.40	550	50	-20	800	210	600	6	400	GA	/	/	1.2
29	L	0.40	550	50	-20	800	210	500	6	330	GA	/	/	1.2
30	L	0.40	550	50	-20	800	210	500	6	610	GA	/	/	1.2
31	M	0.40	600	50	-15	805	210	500	5	405	GA	/	/	1.2
32	N	0.40	600	50	-15	805	210	450	5	410	GA	/	/	1.4
33	O	0.40	510	50	-5	800	210	650	6	410	GA	/	/	1.4
34	P	0.40	600	50	-15	800	205	450	6	420	GA	/	/	1.2
35	Q	0.40	520	50	-25	800	220	425	6	430	GA	/	/	1.0
36	R	0.40	520	40	-25	790	220	500	6	410	GA	/	/	1.2
37	S	0.40	520	40	-25	780	220	500	6	410	GA	/	/	1.2
38	T	0.40	520	45	-25	790	220	450	7	400	GA	/	/	1.4
39	U	0.40	520	50	-25	800	220	450	7	410	GA	/	/	1.2
40	V	0.40	520	40	-25	800	220	550	7	405	GA	/	/	1.0
41	W	0.40	520	40	-25	800	220	450	7	420	GA	/	/	1.2
42	X	0.40	520	40	-25	790	220	500	7	410	CR	/	/	1.8
43	Y	0.40	520	40	-25	770	220	500	7	410	GI	/	/	1.0
44	Z	0.40	520	45	-25	780	190	500	7	550	GI	/	/	1.4

10

20

30

【0100】

各鋼板に対して下記の測定を行った。

【0101】

(1) 組織観察

得られた鋼板の圧延方向の板厚断面を研磨して、1体積%ナイトールによる腐食現出させた。走査型電子顕微鏡で3000倍に拡大して、表面から板厚1/4 t部までの領域内を10視野分撮影し、ASTM E 112-10に準拠した切断法によって面積率を測定した。tは鋼板の厚さ(板厚)である。上記撮影画像に基づき、各相の面積率を測定した。各相の面積率は、画像解析により観察視野に対する面積率の平均によって求めた。フェライトは粒内に腐食痕やセメントイトが観察されない形態を有する組織である。フレッシュマルテンサイトと残留オーステナイトは走査型電子顕微鏡の観察では同じように観察されるため、これらは総和の面積率として求めた。ここで、残留オーステナイトは、後述するとおり、X線回折法により体積率を求め、この体積率を面積率とみなした。そして、走査

40

50

型電子顕微鏡での観察によって求めたフレッシュマルテンサイトと残留オーステナイトの面積率の総和から、X線回折法によって求めた残留オーステナイトの体積率を差し引いた値を、フレッシュマルテンサイトの面積率とみなした。

【0102】

残留オーステナイトの体積率の測定方法は、以下の通りである。鋼板を板厚方向（深さ方向）に板厚の1/4まで機械研削した後、シュウ酸による化学研磨を行なって、観察面とした。該観察面を、X線回折法により観察した。入射X線としては、CoのK線源を用い、bcc鉄の(200)、(211)、(220)各面の回折強度に対するfcc鉄（オーステナイト）の(200)、(220)、(311)各面の回折強度の比を求め、これを残留オーステナイトの体積率とした。

10

【0103】

ベイニティックフェライトの面積率については、走査型電子顕微鏡で得られた組織画像を、Adobe Systems社のAdobe Photoshopを用いて、ベイニティックフェライトの面積を測定面積で除した面積率を10視野分算出し、それらの値を平均して各組織の面積率として求めた。

また、フェライトと隣接するフレッシュマルテンサイト及び残留オーステナイトの割合については、フレッシュマルテンサイト及び残留フェライトのうち、観察面において、組織境界において一箇所以上フェライトと接しているフレッシュマルテンサイト及び残留オーステナイトの割合を面積率で求めた。

【0104】

(2) 鋼板表面から板厚方向に4.9 μm以内の領域におけるSi及び/又はMnの酸化物を含む結晶粒の平均粒径の測定

鋼板の断面（L断面：圧延方向に平行で、鋼板表面に対し垂直な断面）に対してSEM観察とエネルギー分散型X線分析（EDX）を行うことによって、鋼板表面から板厚方向に4.9 μm以内の領域における酸化物の種類の特定をし、Si及び/又はMnの酸化物を含む結晶粒の平均粒径を測定した。結晶粒の平均粒径は、鋼板の断面（L断面）において、鋼板表面に平行な方向に対して切片法で測定して求めた粒径の長さの平均値とした。

20

【0105】

(3) 鋼板表面から板厚方向に4.9 μm以内の領域における最小のSi濃度 L_{Si} 及び最小のMn濃度 L_{Mn} と、鋼板の板厚1/4位置におけるSi濃度 T_{Si} 及びMn濃度 T_{Mn} との測定

鋼板の板厚1/4位置におけるSi濃度 T_{Si} 及びMn濃度 T_{Mn} は、電界放出型電子プローブマイクロアナライザー（FE-EPMA：Field Emission - Electron Probe Micro Analyzer）を用いて、鋼板の板厚1/4位置において電子ビーム径1 μmでの点分析を任意に10点行い、その平均により求めた。

30

また、鋼板表面から板厚方向に4.9 μm以内の領域におけるSi濃度は、電界放出型電子プローブマイクロアナライザーを用いて、電子ビーム径0.1 μmで鋼板表面から板厚方向に線分析を行い、鋼板表面から板厚方向に0~4.9 μmにおけるSi濃度の濃度分布を得た。ここで、当該濃度分布のうち最小のSi濃度を、上記濃度 L_{Si} とした。また、鋼板表面から板厚方向に4.9 μm以内の領域におけるMn濃度も、電界放出型電子プローブマイクロアナライザーを用いて、電子ビーム径0.1 μmで鋼板表面から板厚方向に線分析を行い、鋼板表面から板厚方向に0~4.9 μmにおけるMn濃度の濃度分布を得た。ここで、当該濃度分布のうち最小のMn濃度を、上記濃度 L_{Mn} とした。なお、ここでいうSi濃度、Mn濃度、 L_{Si} 、 T_{Si} 、 L_{Mn} 及び T_{Mn} の単位は、質量%である。また、電界放出型電子プローブマイクロアナライザーでのSi濃度及びMn濃度の測定は、測定する位置に粒状物が存在していない箇所を10箇所選んで実施し、それらの平均値をそれぞれSi濃度及びMn濃度とした。

40

【0106】

(4) 軟質層の測定方法

軟質層の測定方法は、以下の通りである。鋼板の圧延方向に平行な板厚断面（L断面）を

50

湿式研磨により平滑化した後、ビッカース硬度計を用いて、荷重 10 g f で、鋼板表面から板厚方向に 1 μ m の位置より、板厚方向 100 μ m の位置まで、1 μ m 間隔で測定を行った。その後は板厚中心まで 20 μ m 間隔で測定を行った。硬度が板厚 1 / 4 位置の硬度に比して 65 % 以下に減少した領域を軟質層と定義し、当該領域の板厚方向の厚さを軟質層の厚さと定義する。

【0107】

(5) 引張特性

圧延方向と 90° の方向を長手方向 (引張方向) とする J I S Z 2201 に記載の 5 号試験片を用い、J I S Z 2241 に準拠した引張試験を 5 回行い、平均の降伏強さ (Y S)、引張強さ (T S)、突合せ伸び (E L) を求めた。引張試験では、クロスヘッド速度は 10 mm / m i n とした。算出結果を表 3 に示す。

10

【0108】

(6) 耐 L M E 特性

耐 L M E 特性は、抵抗溶接割れ試験により判断した。得られた鋼板の圧延方向と直角方向を長手として 30 mm × 100 mm に切断した試験片を 1 枚と、もう 1 枚は 980 M P a 級の溶融亜鉛めっき鋼板を用いて、これらに抵抗溶接 (スポット溶接) を実施することにより、部材を作製した。溶接機には 2 枚の鋼板を重ねた板組みについて、溶接ガンに取り付けられたサーボモータ加圧式で単相交流 (50 H z) の抵抗溶接機を用いて板組みを 5° 傾けた状態で抵抗スポット溶接を実施した。溶接条件は加圧力を 3.8 k N、ホールド時間を 0.2 秒とした。また、溶接電流を 5.7 ~ 6.2 k A、通電時間を 21 サイクル、ホールド時間を 5 サイクルとした。溶接後の部材から試験片を半切して、断面を光学顕微鏡で観察し、0.1 mm 以上の亀裂がみとめられないものを L M E 割れ性が良好 ()、0.1 mm 以上の亀裂が認められたものを L M E 割れ性が不良 (x) とした。

20

【0109】

(7) 溶接部疲労試験

まず、以下の条件にてスポット溶接を行った。電極: D R 6 mm - 40 R、加圧力: 4802 N (490 k g f)、通電時間: 17 c y c l e s で行い、ナゲット径を 6.5 mm になるように電流値を調整し、十字引張試験片を作製した。その後 J I S Z 3137 に基づき十字引張試験を行った。但し、高速衝突を模擬するため、引張速度を 100 mm / m i n とした。よって、荷重範囲が 7000 N 以上の場合はとても良好 () と判定し、荷重範囲が 5000 N 以上 7000 N 未満の場合は良好 () と判定し、荷重範囲が 5000 N 未満の場合不良 (x) と判定した。これらの結果を表 3 にまとめて示す。

30

【0110】

40

50

【表 3】

No.	鋼記号	鋼板組織の特性											YS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	耐LME割れ性	溶接部疲労試験	備考
		※1 (%)	※2 (%)	※3 (%)	※4 (%)	※5 (%)	※6 (μm)	L _{50+L_{mn}} (%)	(T _{50+T_{mn}})/(L _{50+L_{mn}})	軟質層の厚さ (μm)								
1	A	16	8	12	58	60	5	12.3	0.3	650	1035	23.2	○	◎	発明例			
2	A	15	9	11	60	65	5	6.2	0.6	640	1030	21.5	○	◎	発明例			
3	A	16	8	11	58	66	5	6.2	0.6	642	1032	21.6	○	◎	発明例			
4	A	13	10	11	60	70	4	1.4	2.8	635	1032	21.2	×	×	比較例			
5	A	12	10	11	61	68	4	1.3	2.8	636	1028	20.8	×	×	比較例			
6	A	38	16	13	30	91	5	2.7	1.4	660	1040	20.4	×	×	比較例			
7	A	20	11	12	55	80	12	2.6	1.4	645	1045	20.3	×	×	比較例			
8	B	23	7	13	50	66	6	5.3	0.7	610	1000	24.0	○	◎	発明例			
9	B	19	6	18	55	65	6	4.1	0.9	615	1005	26.2	○	◎	発明例			
10	B	20	5	19	54	63	6	4.1	0.9	618	1008	26.1	○	◎	発明例			
11	C	16	7	10	58	60	5	5.2	0.7	635	1015	22.5	○	◎	発明例			
12	C	15	8	10	60	62	5	4.1	0.9	630	1020	24.5	○	◎	発明例			
13	C	10	9	9	64	64	5	4.1	0.9	635	1015	24.0	○	◎	発明例			
14	C	16	8	10	58	70	4	1.4	2.7	625	1020	23.5	×	×	比較例			
15	C	17	8	10	55	70	4	1.3	2.9	620	1025	23.4	×	×	比較例			
16	E	21	12	13	50	60	5	5.5	0.6	660	1045	23.0	○	◎	発明例			
17	E	8	17	3	72	93	13	1.3	2.5	620	1020	15.5	×	×	比較例			
18	E	8	20	15	20	92	12	2.6	1.3	665	1060	21.2	×	×	比較例			
19	E	9	5	4	48	80	6	1.3	2.5	580	920	23.5	×	×	比較例			
20	E	22	17	12	46	95	7	2.6	1.3	610	990	24.2	×	×	比較例			
21	F	10	5	6	65	60	6	1.0	4.1	500	910	24.5	○	◎	発明例			
22	G	22	8	12	53	68	9	4.3	1.0	605	1005	24.3	○	◎	発明例			
23	H	26	10	15	47	70	7	6.3	0.6	650	1060	21.5	○	◎	発明例			
24	H	30	11	4	34	70	12	2.8	1.3	645	1055	20.8	×	×	比較例			
25	H	32	14	5	40	65	2	2.7	1.4	640	1058	20.6	×	×	比較例			
26	I	21	8	14	50	65	6	4.6	0.8	615	1008	23.8	○	◎	発明例			
27	K	9	3	4	80	95	2	2.9	0.8	540	760	26.5	○	◎	発明例			
28	L	21	6	12	53	67	6	5.6	0.6	600	990	24.2	○	◎	発明例			
29	L	8	16	10	50	60	5	1.5	2.2	550	960	22.5	×	×	比較例			
30	L	11	5	4	75	93	6	2.1	1.8	520	950	22.8	×	×	比較例			
31	M	11	3	13	72	95	2	1.4	3.1	650	1030	23.3	×	×	比較例			
32	N	14	16	3	60	80	4	2.8	0.9	610	1010	21.5	○	◎	発明例			
33	O	20	11	12	50	65	5	9.1	0.4	700	1080	22.2	○	◎	発明例			
34	P	25	6	3	46	70	2	1.5	2.2	630	1025	23.4	×	×	比較例			
35	Q	20	7	12	53	85	6	4.1	0.9	605	995	24.1	○	◎	発明例			
36	R	21	6	11	55	69	5	5.1	0.7	615	998	24.0	○	◎	発明例			
37	S	24	7	13	51	70	6	5.8	0.6	620	1050	22.9	○	◎	発明例			
38	T	20	7	12	60	68	6	4.8	0.7	590	1000	23.8	○	◎	発明例			
39	T	25	8	13	52	65	5	4.6	0.9	640	1060	22.6	○	◎	発明例			
40	V	15	6	11	65	85	4	4.2	1.0	620	1015	23.6	○	◎	発明例			
41	W	16	14	8	55	85	5	4.6	0.6	625	1025	23.4	○	◎	発明例			
42	X	26	6	7	52	82	3	0.9	2.8	590	985	23.0	○	◎	発明例			
43	Y	22	3	7	65	85	5	4.0	0.7	620	1020	24.2	○	◎	発明例			
44	Z	11	15	13	47	40	5	4.7	0.4	1050	1160	21.2	○	◎	発明例			

※1: ベーネティックフェライトの面積率、※2: フェライトの面積率、※3: 残留オーステナイトの面積率、※4: フェライトの割合、
 ※5: フェライトと残留オーステナイトの面積率の合計のうち、フェライトと隣接するフェライトと残留オーステナイト及び残留オーステナイトの割合、
 ※6: 鋼板表面から板厚方向に4.9 μm以内の領域におけるSi及びMnの炭化物を含む結晶粒の平均直径

【0111】

表3に示すように、本発明例では、TSが780MPa以上1180MPa未満であり、優れた耐LME特性及び溶接部疲労特性を有する。一方、比較例では、これらのうち少なくとも1つが本発明例に対して劣っている。

【0112】

[実施例2]

実施例1の表2の製造条件No.1(本発明例)に対して、亜鉛めっき処理を行った亜鉛めっき鋼板をプレス成形して、本発明例の部材を製造した。さらに、実施例1の表2の製造条件No.1(本発明例)に対して亜鉛めっき処理を行った亜鉛めっき鋼板と、実施例

1の表2の製造条件No. 8(本発明例)に対して亜鉛めっき処理を行った亜鉛めっき鋼板とをスポット溶接により接合して本発明例の部材を製造した。これら本発明例の部材は、上述した耐LME割れ性が評価「○」と優れており、かつ、前記の部材から採取した十字引張試験片による溶接部疲労試験の評価も「 \square 」と優れているので、これらの部材は、自動車部品等に好適に用いられることがわかる。

【0113】

[実施例3]

本発明を、実施例を参照しながら具体的に説明する。本発明の範囲は以下の実施例に限定されない。

【0114】

表1のA鋼、B鋼の成分組成を有し、残部がFe及び不可避免的不純物からなる鋼素材を転炉にて溶製し、連続鑄造法にて鋼スラブとした。得られた鋼スラブを1250に加熱して、粗圧延した。次いで仕上げ圧延温度900にて仕上げ圧延を施し、表4に示す種々の巻取温度で巻き取り、熱延鋼板とした。次いで、表4に示す条件で冷延工程及び焼鈍工程を経て、冷延鋼板(CR)を得た。

【0115】

次いで、以下に示すように、第一の実施形態又は第二の実施形態の製造工程を経て、鋼板を得た。

【0116】

第一の実施形態では、上記焼鈍工程後、表4に示す条件で再加熱工程を行った。次いで、表4に示す種類の鋼板になるように、一部の鋼板に対してめっき処理を施した。

【0117】

第二の実施形態では、上記焼鈍工程後、表4に示す種類の鋼板になるようにめっき処理を施した。次いで、表4に示す条件で再加熱工程を行い、鋼板を得た。

【0118】

なお、第一の実施形態の発明例では、上記焼鈍工程における焼鈍後の冷却停止温度は、表4に示すように150以上340以下の範囲内としている。また、第二の実施形態における発明例では、上記焼鈍工程における焼鈍後の冷却停止温度は、表4に示すように350以上500以下の範囲内としている。

【0119】

上記めっき工程では、鋼板に対してめっき処理を施し、溶融亜鉛めっき鋼板(GI)又は合金化溶融亜鉛めっき鋼板(GA)を得た。溶融亜鉛めっき浴としては、GIを製造する場合は、Al:0.20質量%を含有し、残部がZn及び不可避免的不純物からなる亜鉛浴を使用した。また、GAを製造する場合は、Al:0.14質量%を含有し、残部がZn及び不可避免的不純物からなる亜鉛浴を使用した。浴温はGI、GAいずれを製造する場合においても、470とした。めっき付着量は、GIを製造する場合は、片面あたり45~72g/m²(両面めっき)程度とし、GAを製造する場合は、片面あたり45g/m²(両面めっき)程度とした。GAを製造する場合の合金化処理は、500で行った。また、GIのめっき層の組成は、Fe:0.1~1.0質量%、Al:0.2~1.0質量%を含有し、残部がZn及び不可避免的不純物からなっていた。GAのめっき層の組成は、Fe:7~15質量%、Al:0.1~1.0質量%を含有し、残部がZn及び不可避免的不純物からなっていた。

【0120】

10

20

30

40

50

【表 4】

No.	鋼記号	熱延工程		冷延工程	焼鈍工程				再加熱工程 (第一の実施形態)		めっき工程 種類	再加熱工程 (第二の実施形態)		板厚 (mm)
		最終2段の圧延における累積歪み	巻取温度 (°C)		露点 (°C)	焼鈍温度 (°C)	冷却停止温度 (°C)	ロール半径 (mm)	面び及び曲げ戻し 回数 (回)	再加熱温度 (°C)		冷却停止温度 (°C)	再加熱 温度 (°C)	
45	B	0.50	600	45	10	800	200	500	6	450	GA	200	400	1.2
46	B	0.60	600	55	5	800	420	500	6	400	GA	140	400	1.4
47	A	0.40	610	50	15	810	200	500	5	400	GA	200	400	1.4
48	A	0.40	610	50	5	810	480	500	5	400	GA	200	400	1.4

10

20

30

40

【 0 1 2 1 】

各鋼板に対して下記の測定を行った。

【 0 1 2 2 】

(1) 組織観察

得られた鋼板の圧延方向の板厚断面を研磨して、1体積%ナイトールによる腐食現出させた。走査型電子顕微鏡で3000倍に拡大して、表面から板厚1/4 t部までの領域内を10視野分撮影し、ASTM E 112 - 10に準拠した切断法によって面積率を測定した。tは鋼板の厚さ(板厚)である。上記撮影画像に基づき、各相の面積率を測定した。各相の面積率は、画像解析により観察視野に対する面積率の平均によって求めた。フェラ

50

イトは粒内に腐食痕やセメントイトが観察されない形態を有する組織である。フレッシュマルテンサイトと残留オーステナイトは走査型電子顕微鏡の観察では同じように観察されるため、これらは総和の面積率として求めた。ここで、残留オーステナイトは、後述するとおり、X線回折法により体積率を求め、この体積率を面積率とみなした。そして、走査型電子顕微鏡での観察によって求めたフレッシュマルテンサイトと残留オーステナイトの面積率の総和から、X線回折法によって求めた残留オーステナイトの体積率を差し引いた値を、フレッシュマルテンサイトの面積率とみなした。

【0123】

残留オーステナイトの体積率の測定方法は、以下の通りである。鋼板を板厚方向（深さ方向）に板厚の1/4まで機械研削した後、シュウ酸による化学研磨を行なって、観察面とした。該観察面を、X線回折法により観察した。入射X線としては、CoのK線源を用い、bcc鉄の(200)、(211)、(220)各面の回折強度に対するfcc鉄（オーステナイト）の(200)、(220)、(311)各面の回折強度の比を求め、これを残留オーステナイトの体積率とした。

【0124】

ベイニティックフェライトの面積率については、走査型電子顕微鏡で得られた組織画像を、Adobe Systems社のAdobe Photoshopを用いて、ベイニティックフェライトの面積を測定面積で除した面積率を10視野分算出し、それらの値を平均して各組織の面積率として求めた。

また、フェライトと隣接するフレッシュマルテンサイト及び残留オーステナイトの割合については、フレッシュマルテンサイト及び残留フェライトのうち、観察面において一箇所以上フェライトと接しているフレッシュマルテンサイト及び残留オーステナイトの割合を面積率で求めた。

【0125】

(2) 鋼板表面から板厚方向に15.0 μm以内の領域におけるSi及び/又はMnの酸化物を含む結晶粒の平均粒径の測定

鋼板の断面（L断面：圧延方向に平行で、鋼板表面に対し垂直な断面）に対してSEM観察とエネルギー分散型X線分析（EDX）を行うことによって、鋼板表面から板厚方向に15.0 μm以内の領域における酸化物の種類の特定とをし、Si及び/又はMnの酸化物を含む結晶粒の平均粒径を測定した。結晶粒の平均粒径は、鋼板の断面（L断面）において、鋼板表面に平行な方向に対して切片法で測定して求めた粒径の長さの平均値とした。

【0126】

(3) 鋼板表面から板厚方向に15.0 μm以内の領域における最小のSi濃度 L_{Si} 及び最小のMn濃度 L_{Mn} と、鋼板の板厚1/4位置におけるSi濃度 T_{Si} 及びMn濃度 T_{Mn} との測定

鋼板の板厚1/4位置におけるSi濃度 T_{Si} 及びMn濃度 T_{Mn} は、電界放出型電子プローブマイクロアナライザー（FE-EPMA：Field Emission - Electron Probe Micro Analyzer）を用いて、鋼板の板厚1/4位置において電子ビーム径1 μmでの点分析を任意に10点行い、その平均により求めた。

また、鋼板表面から板厚方向に15.0 μm以内の領域におけるSi濃度は、電界放出型電子プローブマイクロアナライザーを用いて、電子ビーム径0.1 μmで鋼板表面から板厚方向に線分析を行い、鋼板表面から板厚方向に0～15.0 μmにおけるSi濃度の濃度分布を得た。ここで、当該濃度分布のうち最小のSi濃度を、上記濃度 L_{Si} とした。

また、鋼板表面から板厚方向に15.0 μm以内の領域におけるMn濃度も、電界放出型電子プローブマイクロアナライザーを用いて、電子ビーム径0.1 μmで鋼板表面から板厚方向に線分析を行い、鋼板表面から板厚方向に0～15.0 μmにおけるMn濃度の濃度分布を得た。ここで、当該濃度分布のうち最小のMn濃度を、上記濃度 L_{Mn} とした。

なお、ここでいうSi濃度、Mn濃度、 L_{Si} 、 T_{Si} 、 L_{Mn} 及び T_{Mn} の単位は、質量%である。また、電界放出型電子プローブマイクロアナライザーでのSi濃度及びMn濃度の測定は、測定する位置に粒状物が存在していない箇所を10箇所選んで実施し、そ

10

20

30

40

50

これらの平均値をそれぞれ S i 濃度及び M n 濃度とした。

【 0 1 2 7 】

(4) 軟質層の測定方法

軟質層の測定方法は、以下の通りである。鋼板の圧延方向に平行な板厚断面 (L 断面) を湿式研磨により平滑化した後、ピッカース硬度計を用いて、荷重 1 0 g f で、鋼板表面から板厚方向に 1 μ m の位置より、板厚方向 1 0 0 μ m の位置まで、1 μ m 間隔で測定を行った。その後は板厚中心まで 2 0 μ m 間隔で測定を行った。硬度が板厚 1 / 4 位置の硬度に比して 6 5 % 以下に減少した領域を軟質層と定義し、当該領域の板厚方向の厚さを軟質層の厚さと定義する。

【 0 1 2 8 】

(5) 引張特性

圧延方向と 9 0 ° の方向を長手方向 (引張方向) とする J I S Z 2 2 0 1 に記載の 5 号試験片を用い、J I S Z 2 2 4 1 に準拠した引張試験を 5 回行い、平均の降伏強さ (Y S)、引張強さ (T S)、突合せ伸び (E l) を求めた。引張試験では、クロスヘッド速度は 1 0 m m / m i n とした。算出結果を表 5 に示す。

【 0 1 2 9 】

(6) 耐 L M E 特性

耐 L M E 特性は、抵抗溶接割れ試験により判断した。得られた鋼板の圧延方向と直角方向を長手として 3 0 m m × 1 0 0 m m に切断した試験片を 1 枚と、もう 1 枚は 9 8 0 M P a 級の溶融亜鉛めっき鋼板を用いて、これらに抵抗溶接 (スポット溶接) を実施することにより、部材を作製した。溶接機には 2 枚の鋼板を重ねた板組みについて、溶接ガンに取り付けられたサーボモータ加圧式で単相交流 (5 0 H z) の抵抗溶接機を用いて板組みを 5 ° 傾けた状態で抵抗スポット溶接を実施した。溶接条件は加圧力を 3 . 8 k N、ホールド時間を 0 . 2 秒とした。また、溶接電流を 5 . 7 ~ 6 . 2 k A、通電時間を 2 1 サイクル、ホールド時間を 5 サイクルとした。溶接後の部材から試験片を半切して、断面を光学顕微鏡で観察し、0 . 0 5 m m 以上の亀裂がみとめられないものを L M E 割れ性が最も良好 ()、0 . 1 m m 以上の亀裂がみとめられないものを L M E 割れ性が良好 ()、0 . 1 m m 以上の亀裂が認められたものを L M E 割れ性が不良 (x) とした。

【 0 1 3 0 】

(7) 溶接部疲労試験

まず、以下の条件にてスポット溶接を行った。電極 : D R 6 m m - 4 0 R、加圧力 : 4 8 0 2 N (4 9 0 k g f)、通電時間 : 1 7 c y c l e s で行い、ナゲット径を 6 . 5 m m になるように電流値を調整し、十字引張試験片を作製した。その後 J I S Z 3 1 3 7 に基づき十字引張試験を行った。但し、高速衝突を模擬するため、引張速度を 1 0 0 m m / m i n とした。よって、荷重範囲が 7 0 0 0 N 以上の場合とはとても良好 () と判定し、荷重範囲が 5 0 0 0 N 以上 7 0 0 0 N 未満の場合には良好 () と判定し、荷重範囲が 5 0 0 0 N 未満の場合不良 (x) と判定した。これらの結果を表 5 にまとめて示す。

【 0 1 3 1 】

10

20

30

40

50

【表 5】

No. 標記号	鋼板組織の特性										YS (MPa)	TS (MPa)	El (%)	耐LME割れ性	溶接部疲労試験	備考
	※1 (%)	※2 (%)	※3 (%)	※4 (%)	※5 (%)	※6 (μm)	$L_{Si}+L_{Mn}$ (%)	$(T_{Si}+T_{Mn})/(L_{Si}+L_{Mn})$	軟質層の厚さ (μm)							
45	B	22	8	13	48	64	8	0.5	7.4	38.0	600	985	25.6	◎	◎	発明例
46	B	21	6	18	54	63	6	0.7	5.3	39.0	605	995	27.3	◎	◎	発明例
47	A	16	8	11	62	65	5	0.4	9.3	40.0	625	1010	22.5	◎	◎	発明例
48	A	17	8	11	56	67	5	0.5	7.4	36.0	628	1020	22.3	◎	◎	発明例

※1:ベイトリックフェライトの面積率、※2:プレジニウムフェライトの面積率、※3:残留オーステナイトの面積率、※4:フェライトの面積率、
 ※5:プレジニウムフェライト及び残留オーステナイトの面積率の合計のうち、フェライトと隣接するプレジニウムフェライト及び残留オーステナイトの割合、
 ※6:鋼板表面から板厚方向に15.0 μm 以内の組織におけるSi及びMnの酸化物を含む結晶粒の平均粒径

【0132】

表5に示すように、本発明例では、TSが780MPa以上1180MPa未満であり、優れた耐LME特性及び溶接部疲労特性を有する。

【0133】

[実施例4]

実施例3の表4の製造条件No.45(本発明例)に対して、亜鉛めっき処理を行った亜鉛めっき鋼板をプレス成形して、本発明例の部材を製造した。さらに、実施例3の表4の製造条件No.45(本発明例)に対して亜鉛めっき処理を行った亜鉛めっき鋼板と、実施例3の表4の製造条件No.47(本発明例)に対して亜鉛めっき処理を行った亜鉛め

10

20

30

40

50

つき鋼板とをスポット溶接により接合して本発明例の部材を製造した。これら本発明例の部材は、上述した耐LME割れ性が評価「 \square 」と優れており、かつ、前記の部材から採取した十字引張試験片による溶接部疲労試験の評価も「 \square 」と優れているので、これらの部材は、自動車部品等に好適に用いられることがわかる。

【要約】

引張強さ(TS)が780MPa以上1180MPa未満であり、優れた耐LME特性及び溶接部疲労特性を有する鋼板、部材及びそれらの製造方法を提供することを目的とする。本発明の鋼板は、特定の成分組成と鋼組織とを有し、鋼板表面から板厚方向に4.9 μ m以内の領域におけるSi及び/又はMnの酸化物を含む結晶粒の平均粒径が3~10 μ m
10
であり、鋼板表面から板厚方向に4.9 μ m以内の領域における最小のSi濃度LSi及び最小のMn濃度LMnと、鋼板の板厚1/4位置におけるSi濃度TSi及びMn濃度TMnとが、下記式(1)を満たし、引張強さ(TS)が780MPa以上1180MPa未満である鋼板。

$$L S i + L M n \quad (T S i + T M n) / 4 \cdots (1)$$

10

20

30

40

50

フロントページの続き

- (51)国際特許分類
- | | | | | |
|---------|-----------------|---------|-------|---|
| | | F I | | |
| C 2 2 C | 18/04 (2006.01) | C 2 1 D | 9/46 | G |
| | | C 2 1 D | 9/46 | J |
| | | C 2 2 C | 18/00 | |
| | | C 2 2 C | 18/04 | |
- 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社内
- (72)発明者 南 秀和
- 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社内
- (72)発明者 中垣内 達也
- 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社内
- (72)発明者 寺嶋 聖太郎
- 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社内
- (72)発明者 山本 俊佑
- 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社内
- (72)発明者 星野 克弥
- 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社内
- (72)発明者 竹田 裕紀
- 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J F E スチール株式会社内
- 審査官 鈴木 毅
- (56)参考文献 国際公開第2019/077777(WO, A1)
- 特表2019-504196(JP, A)
- 特開2017-002384(JP, A)
- 国際公開第2015/092982(WO, A1)
- 国際公開第2019/026113(WO, A1)
- 国際公開第2020/158066(WO, A1)
- (58)調査した分野 (Int.Cl., DB名)
- | | | | |
|---------|---------|---|---------|
| C 2 2 C | 38 / 00 | - | 38 / 60 |
| C 2 1 D | 3 / 06 | | |
| C 2 1 D | 8 / 00 | - | 8 / 04 |
| C 2 1 D | 9 / 46 | - | 9 / 48 |
| C 2 3 C | 2 / 00 | - | 2 / 40 |